

Usp 6,455,178

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平 9 - 1 4 8 1 3 2

(43) 公開日 平成9年(1997)6月6日

(51) Int. Cl. 6	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
H 0 1 F	10/30		H 0 1 F	10/30
C 2 2 C	22/00		C 2 2 C	22/00
	28/00			28/00 Z
G 0 1 R	33/09		H 0 1 L	43/08 Z
H 0 1 L	43/08			43/10
審査請求 有		請求項の数 1 5	O L	(全 1 9 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願平7-324174

(22) 出願日 平成7年(1995)12月13日

\*  
Priority { (31) 優先権主張番号 特願平6-308630 (Ser. No.)  
1. { (32) 優先日 平6(1994)12月13日 (Filing Date)  
(33) 優先権主張国 日本 (J P) (Country)  
\*\*  
Priority { (31) 優先権主張番号 特願平7-244554  
2. { (32) 優先日 平7(1995)9月22日  
(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000003078

株式会社東芝  
神奈川県川崎市幸区堀川町72番地

(72) 発明者 福家 ひろみ

神奈川県川崎市幸区小向東芝町1番地 株  
式会社東芝研究開発センター内

(72) 発明者 上口 裕三

神奈川県川崎市幸区小向東芝町1番地 株  
式会社東芝研究開発センター内

(72) 発明者 橋本 進

神奈川県川崎市幸区小向東芝町1番地 株  
式会社東芝研究開発センター内

(74) 代理人 弁理士 須山 佐一

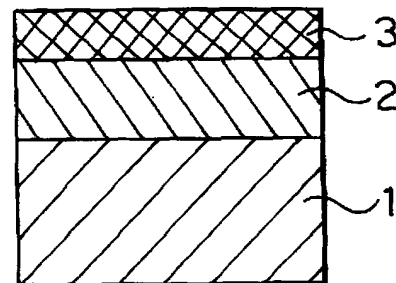
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 交換結合膜および磁気抵抗効果素子

(57) 【要約】

【課題】 良好な交換結合力を有し、且つ耐食性、熱安定性に優れた交換結合膜ならびにこの交換結合膜を具備した磁気抵抗効果素子を提供する。

【解決手段】 強磁性体膜と反強磁性体膜を積層してなる交換結合膜であって、前記反強磁性体膜が、少なくとも1部が面心立方晶系の結晶構造を有し、且つ組成が  $\text{Ir}_x\text{Mn}_{100-x}$  で表される  $\text{IrMn}$  合金からなり、 $x$  はat %で、 $2 \leq x \leq 80$  を満足する値である。



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 強磁性体膜と反強磁性体膜を積層してなる交換結合膜であって、前記の反強磁性体膜が、少なくとも1部が面心立方晶系の結晶構造を有し、かつ組成が一般式、 $\text{Ir}_x\text{Mn}_{100-x}$ （式中、 $x$ はat%で、 $2 \leq x \leq 80$ を満足する値である）で表されるIrMn合金からなることを特徴とする交換結合膜。

【請求項2】 請求項1記載の交換結合膜であって、前記 $x$ は $5 \leq x \leq 40$ を満足する値であることを特徴とする交換結合膜。

【請求項3】 請求項1記載の交換結合膜であって、前記IrMn合金はさらにNi、Cu、Ta、Hf、Pd、Ti、Nb、Cr、Si、Al、W、Zr、Ga、Be、In、Sn、V、Mo、Re、Co、Ru、Rh、Pt、Ge、Os、Ag、Cd、Zn、Au、Nの群から選ばれた少なくとも1種を、IrMn合金100at%に対して50at%以下を含むことを特徴とする交換結合膜。

【請求項4】 請求項1記載の交換結合膜であって、前記強磁性体膜と反強磁性体膜はFeを含んでいることを特徴とする交換結合膜。

【請求項5】 請求項1記載の交換結合膜であって、前記強磁性体は面心立方晶系の結晶構造または六方晶最密結晶構造を有するCoまたはCo系合金からなることを特徴とする交換結合膜。

【請求項6】 請求項5記載の交換結合膜であって、前記Co系合金はさらにPdを含むことを特徴とする交換結合膜。

【請求項7】 請求項1記載の交換結合膜であって、前記強磁性体膜と前記反強磁性体膜の界面にFeまたはFe合金を介在させることを特徴とする交換結合膜。

【請求項8】 強磁性体膜と反強磁性体膜を積層してなる交換結合膜であって、前記反強磁性体膜が、組成が一般式、 $\text{Ir}_x\text{Mn}_{100-x}$ で表されるIrMn合金からなり、式中 $x$ はatomic%であって、 $2 \leq x \leq 35$ および $60 \leq x \leq 80$ のうちいずれか一方を満足する値であることを特徴とする交換結合膜。

【請求項9】 請求項8記載の交換結合膜であって、前記反強磁性体が、少なくとも1部が面心立方晶系の結晶構造を有することを特徴とする交換結合膜。

【請求項10】 請求項8記載の交換結合膜であって、前記 $x$ は $5 \leq x \leq 35$ を満足する値であることを特徴とする交換結合膜。

【請求項11】 強磁性体膜と反強磁性体膜を積層してなる交換結合膜であって、前記反強磁性体膜が、一般式 $(\text{Ir}_x \cdot \text{Mn}_{1-x})_{100-y}\text{Fe}_y$ で表されるIrMnFe合金からなり、式中、 $x$ は原子比であって $0.02 \leq x \leq 0.80$ を満足する数値、 $y$ はat%、 $0 < y < 30$ を満足する値であることを特徴とする交換結合膜。

【請求項12】 請求項1記載の交換結合膜であって、前記反強磁性体膜と積層する強磁性体膜が、強磁性体、非磁性体、および強磁性体からなるサンドイッチ膜であることを特徴とする交換結合膜。

【請求項13】 請求項8記載の交換結合膜であって、前記反強磁性体膜と積層する強磁性体膜が、強磁性体、非磁性体、および強磁性体からなるサンドイッチ膜であることを特徴とする交換結合膜。

【請求項14】 請求項11記載の交換結合膜であって、前記反強磁性体膜と積層する強磁性体膜が、強磁性体、非磁性体、および強磁性体からなるサンドイッチ膜であることを特徴とする交換結合膜。

【請求項15】 請求項1記載の交換結合膜と、前記交換結合膜のうち少なくとも強磁性体膜に電流を通電するための電極とを具備することを特徴とする磁気抵抗効果素子。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、反強磁性体膜と強磁性体膜との交換結合を利用する交換結合膜およびこの交換結合膜を具備した磁界検出用センサや再生用磁気ヘッド等の磁気抵抗効果素子に関する。

## 【0002】

【従来の技術】以前より高密度磁気記録における再生用ヘッドとして、磁気抵抗効果素子を用いた磁気ヘッドの研究が進められている。現在、磁気抵抗効果素子材料としては80at%Ni-20at%Fe（通称；パーマロイ）合金薄膜が一般に用いられている。さらに、近年これにかわる材料として、巨大磁気抵抗効果を示す $(\text{Co}/\text{Cu})_n$ 等の人工格子膜やスピバルブ膜が注目されている。

【0003】ところで、これらの材料を用いた磁気抵抗効果膜は磁区を持つため、これに起因するバルクハウゼンノイズが実用化のうえで大きな問題となっており、磁気抵抗効果膜を単磁区化する方法が種々検討されている。その一つに強磁性体膜である磁気抵抗効果膜と反強磁性体膜との交換結合を利用して磁気抵抗効果膜の磁区を特定方向に制御する方法があり、ここでの反強磁性体材料としては $\gamma\text{-FeMn}$ 合金が従来より広く知られている（たとえば、米国特許第4103315号及び米国特許第5315468号）。

【0004】さらに、近年ではスピバルブ膜の磁性膜の磁化をピン留めするために、反強磁性体膜と強磁性体膜との交換結合を利用する技術も普及している。この目的でも、反強磁性体材料として $\gamma\text{-FeMn}$ 合金が多く使用されている。

## 【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、 $\gamma\text{-FeMn}$ 合金は耐食性、特に水に対する腐食が問題であり、磁気抵抗効果素子の加工工程における腐食、また大

気中の水分による腐食により素子として歩留まりが非常に悪い、さらに経時的に磁気抵抗効果膜との交換結合力が劣化するという問題がある。

【0006】また $\gamma$ -FeMn合金からなる反強磁性体膜においては、温度環境による強磁性体膜との交換結合力の变化が大きいという問題点もある。すなわち、磁気ヘッドの動作時には80℃前後にまでその素子部の温度が上昇してしまうため、強磁性体膜と反強磁性体膜との交換結合力が失われる温度であるブロッキング温度はできるだけ高いことが望ましいが、 $\gamma$ -FeMn合金系のブロッキング温度は200℃以下であるため、長期的な信頼性に欠けるという問題がある。

【0007】また、例えば米国特許第4103315号には、反強磁性体膜としてPtMn、RhMn合金など $\gamma$ -FeMn合金以外の他の $\gamma$ -Mn合金を用いた例や、酸化物系のNiOなどを用いた例などにも開示されている。しかるに、これらPtMn、RhMn合金などの $\gamma$ -Mn合金からなる反強磁性体膜では強磁性体膜との交換結合力が十分でなく、一方NiOなどの酸化物からなる反強磁性体膜は熱安定性に劣り、100℃以上程

度の高温下での強磁性体膜との交換結合力が不安定である。しかも、NiO等の酸化物系は電気抵抗が高く、この部分から直接電極を取り出すことができないため素子構造が複雑になるという不具合もある。

【0008】さらに米国特許第5315468号には、面心正方晶系の結晶構造を有するNiMn合金などの $\theta$ -Mn合金で反強磁性体膜を形成すると、高温域でも反強磁性体膜と強磁性体膜との交換結合力は低下しないことが示されている。

【0009】しかしながら、このような反強磁性体膜については、成膜したまま(as-depo.)の状態ではその強磁性体膜との交換結合力が非常に小さく、交換結合力を十分満足できるものとするには250℃程度の高温での熱処理が不可欠となる。そのため、これらの反強磁性体膜を用いた場合には、製造プロセスが複雑化し、ひいては製造歩留りや信頼性の低下などを招いてしまう。

【0010】上述したように、反強磁性体膜は、たとえば磁気抵抗効果素子のバルクハウゼンノイズの低減など強磁性体膜との交換結合を得るために用いられてきたが、従来の反強磁性体膜は、特に高温での強磁性体膜との交換結合力やその耐食性などに問題があり、信頼性の良好な交換結合膜を歩留りよく製造することは困難であった。

【0011】本発明は、このような問題に対処するためになされたもので、高温域でも十分な強磁性体膜との交換結合力を有し、かつ耐食性に優れた反強磁性体膜を備え、製造プロセスが簡略であるとともに信頼性の良好な交換結合膜、及びこの交換結合膜を具備してなり、安定した出力を長期間にわたって得ることのできる磁気抵抗

効果素子を提供することを目的とする。

【0012】

【課題を解決するための手段】本発明に係る第1の交換結合膜は、反強磁性体膜と強磁性体膜を積層してなる交換結合膜であって、前記の反強磁性体膜が、少なくとも1部が面心立方晶系の結晶構造を有し、かつ組成が一般式、 $\text{Ir}_x\text{Mn}_{100-x}$ で表されるIrMn合金からなることを特徴とするものである、ここでxはat%で、 $2 \leq x \leq 80$ を満足する値である。

【0013】本発明に係る第2の交換結合膜は、反強磁性体膜と強磁性体膜を積層してなる交換結合膜であって、前記反強磁性体膜が、組成が一般式、 $\text{Ir}_x\text{Mn}_{100-x}$ で表されるIrMn合金からなり、式中xはatomic%であって、 $2 \leq x \leq 35$ および $60 \leq x \leq 80$ のうちいずれか一方を満足する値であることを特徴とするものである。

【0014】本発明に係る第3の交換結合膜は、反強磁性体膜と強磁性体膜を積層してなる交換結合膜であって、前記反強磁性体膜が、一般式 $(\text{Ir}_x - \text{Mn}_{1-x})_{100-y}\text{Fe}_y$ で表されるIrMn合金からなり、式中、 $x'$ は原子比であって $0.02 \leq x' \leq 0.80$ を満足する数値、yはat%、 $0 < y < 30$ を満足する値であることを特徴とするものである。

【0015】さらに本発明の磁気抵抗効果素子は、これら交換結合膜と、前記交換結合膜のうち少なくとも強磁性体膜に電流を通電するための電極とを具備することを特徴とするものである。

【0016】すなわち本発明は、交換結合膜における反強磁性体膜に特定の結晶構造や組成を有するIrMn合金を用いたことを特徴としている。

【0017】以下、本発明を詳細に説明する。

【0018】本発明に係る第一の交換結合膜は、IrMn合金からなる反強磁性体膜と強磁性体膜とが積層形成された基本構造を備えるものである。

【0019】このとき、特に少なくとも1部が面心立方晶系の結晶構造を有し、かつ組成が $\text{Ir}_x\text{Mn}_{100-x}$  ( $2 \leq x \leq 80$ )で表されるIrMn合金からなる反強磁性体膜を強磁性体膜と積層形成することで、高温域でも十分に大きな交換結合力を得ることができる。

【0020】すなわちIrMn合金は、面心立方晶系の結晶構造を有する場合には、高いネール温度を有するため、上述したような基本構造を備える交換結合膜に適用した際のブロッキング温度も高く、結果的に得られる交換結合膜の信頼性が向上し、かつ強磁性体膜との十分な交換結合力を有する。

【0021】しかも、特に磁気抵抗効果膜としての強磁性体膜の磁区制御およびスピバルブ膜のピン止め層の磁化固着などのために、強磁性体膜と反強磁性体膜との交換結合を利用する場合、面心立方晶系の結晶構造を有

するIrMn合金は、通常同様に面心立方晶系または6方晶稠密系の結晶構造を形成する強磁性体膜との格子整合性の点でも好ましい。

【0022】逆に、面心正方晶系の結晶構造を有するIrMn合金は、c軸とa軸との格子定数の比 $c/a$ が1.355と非常に大きい。a軸方向の格子定数が約0.3nm未満で、一般に格子定数が0.35nm程度である面心立方晶系の結晶構造を形成する強磁性体膜とは格子整合性が低く、十分な交換結合力は得られ難い。本発明に係る第1の交換結合膜では、その結晶構造が上述した通り面心立方晶系であるとともに、 $Ir_xMn_{100-x}$  ( $2 \leq x \leq 80$ ) で表される組成を有するIrMn合金が反強磁性体膜に用いられる。何となれば、IrMn合金中のIr量が少ない組成ではその耐食性が低下する傾向がある一方、Ir量が多いと反強磁性が弱まるからである。なお本発明において、さらに好ましいIrMn合金の組成範囲は $5 \leq x \leq 40$ である。

【0023】本発明に係る第2の交換結合膜は、反強磁性体膜と強磁性体膜を積層してなる交換結合膜であって、前記反強磁性体膜が、組成が一般式、 $Ir_xMn_{100-x}$  で表されるIrMn合金からなり、Ir量が、2から35at%の範囲内か、60から80at%の範囲内かいずれかの範囲内にあることを特徴としている。IrMn合金は、一般に、 $35 < x < 60$ の組成範囲では、面心正方晶系の結晶構造が安定となる。

【0024】したがって、本発明に係る第2の交換結合膜においては、 $Ir_xMn_{100-x}$  ( $2 \leq x \leq 35$ ,  $60 \leq x \leq 80$ )、さらには $Ir_xMn_{100-x}$  ( $15 \leq x \leq 35$ ) で表される組成のIrMn合金を用いることがより好ましい。

【0025】ただし、結晶構造が面心立方晶系であるCuなどの膜やFe、Co、Niやこれらの合金などを主体とする磁気抵抗効果膜の上に、IrMn合金をエピタキシャル的に成長させる場合などは、 $35 < x < 60$ の組成範囲でも面心立方晶系の結晶構造を有するIrMn合金からなる反強磁性体膜を形成することができる。

【0026】すなわち本発明では、面心立方晶系の結晶構造を有するIrMn合金で反強磁性体膜が形成されるのであれば、本発明に係る第1の交換結合膜におけるようにIrMn合金が上述したような $35 < x < 60$ の組成範囲であっても、特別差支えない。

【0027】本発明に係る第3の交換結合膜における反強磁性体膜は、一般式 ( $Ir_x - Mn_{1-x}$ )  $_{100-y}Fe_y$ 、ここで $x$ は原子比であって $0.02 \leq x \leq 0.80$ を満足する数値、 $y$ はat%、 $0 < y < 30$ を満足する値である。

【0028】即ち、本発明に係る第3の交換結合膜における反強磁性体膜は、本発明に係る第1の交換結合膜における反強磁性体膜を構成しているIrMn合金に対してFeを添加した合金組成からなる。

【0029】ここで $x$ の値を0.02以上とする理由は、0.02未満とIrを少なくすると反強磁性膜の耐食性が低下し、0.08を越えてIrが多くなると反強磁性体膜のブロッキング温度が低下するためである。より好ましい範囲は、 $0.05 \leq x \leq 0.40$ である。

【0030】Feは反強磁性体膜の強磁性体膜との格子整合性を良好にして交換結合力を大きくする作用を有する。但し、 $y$ が30を以上になると耐食性は大きく低下するため $y$ は30未満とする。より好ましい $y$ の範囲は、 $0.01 \leq y \leq 25$ である。

【0031】本発明に係る第3の交換結合膜においても、交換結合膜を構成する反強磁性体膜および強磁性体膜いずれも面心立方晶(fcc)構造を有することが好ましい。さらに本発明の1実施態様では、強磁性体膜、反強磁性体膜とも(111)面配向をしているため強磁性体膜は6方晶構造でも差支えない。なお、本発明に係る第1および第2の交換結合膜について前述したように、 $Ir_x - Mn_{1-x}$ 系合金は、バルクでは、 $0.35 < x < 0.60$ の範囲で面心正方晶(fct)構造を有する、この面心正方晶のIrMn系合金の格子定数 $a$ は0.273nmと小さく、 $c/a$ の比が1.355とかなり大きい。一方面心立方晶(fcc)構造を有する強磁性膜は格子定数 $a$ が0.35nm前後である。このため、( $Ir_x - Mn_{1-x}$ )  $_{100-y}Fe_y$  ( $0.35 < x < 0.60$ )合金を反強磁性体膜として用いると強磁性膜との格子整合性が悪く、十分な交換結合力を得ることが困難になると予想される。

【0032】但し、このような $0.35 < x < 0.60$ の範囲の( $Ir_x - Mn_{1-x}$ )  $_{100-y}Fe_y$ 合金でも、面心立方晶構造を有するCuなどの膜やFe、Co、Niやこれらの合金を主体とする磁気抵抗効果膜の上にエピタキシャル成長させれば、面心立方晶構造を有する反強磁性体膜を形成することができる。

【0033】また第3の交換結合膜において、( $Ir_x - Mn_{1-x}$ )  $_{100-y}Fe_y$ からなる反強磁性体膜の膜厚方向に沿うFeの濃度分布は、均一でも、不均一(組成変調膜)でもよい。例えば、反強磁性体膜の強磁性体膜との界面側またはこれと反対側の表面においてFeの濃度が高くなっていてもよいし、反強磁性体膜の中央部において濃度が高くなっていてもよい。

【0034】ただし、交換結合力および耐食性の観点からは、反強磁性体膜と強磁性体膜との界面付近でFe濃度が高いことが望ましい。また反強磁性体膜中におけるFe濃度の変化のしかたも、連続的な変化でもよいし段階的な変化でもよい。

【0035】さらに本発明に係る第1、第2および第3の交換結合膜においては、反強磁性体膜に用いられるIrMn合金に対し、Ni、Cu、Ta、Hf、Pd、Ti、Nb、Cr、Si、Al、W、Zr、Ga、Be、

In, Sn, V, Mo, Re, Co, Ru, Rh, Pt, Ge, Os, Ag, Cd, Zn, Au, Nなどの添加成分を添加含有させてもよい。

【0036】すなわち本発明における反強磁性体膜は、上述した通りの結晶構造、組成を有するIrMn合金を用いることですでに良好な耐食性が得られているが、このような添加成分を添加含有させることで一段とその耐食性は向上する。

【0037】ただし、添加成分が余りに多量に添加含有されると交換結合膜の交換結合力が低下するおそれがあるので、これらの配合量は $\text{Ir}_x\text{Mn}_{100-x}$  ( $2 \leq x \leq 80$ ) で表される組成に対し50at%以下、さらに好ましくはCu, Ta, Hf, Ti, Nb, Cr, Si, Al, W, Zr, Moの場合30at%以下、Nでは20at%以下に設定される。

【0038】また第3の交換結合膜におけるIrMnFe合金に対しても同じで、これらの元素の添加量は50at%を越えると交換結合膜の交換結合力が低下する。

【0039】また本発明の交換結合膜では、IrMn合金(IrMnFe合金もふくめて)からなる反強磁性体膜の少なくとも1部が規則相を有することが好ましい。これは、IrMn合金からなる反強磁性体膜の原子配列を規則化することでネール点が上昇し、ひいては交換結合膜のブロッキング温度が高められてその信頼性が向上するとともに、反強磁性体膜と強磁性体膜との交換結合力を増大させることが可能となるからである。

【0040】なお本発明のように、面心立方晶系の結晶構造を有するIrMn合金で反強磁性体膜を形成する場合は、反強磁性体膜を形成した直後のas-depo.状態は通常不規則相が支配的であるものの、100~300℃程度の熱処理を施すことで規則相、具体的にはCu<sub>3</sub>Au型の規則相を生成し得る。またここで、このような規則相の生成はX線回折で分析することにより容易に確認できる。

【0041】一方、本発明における強磁性体膜は特に限定されないが、異方性磁気抵抗効果膜や人工格子膜、スピナル膜、グラニュー膜といった巨大磁気抵抗効果膜などの面心立方晶系または6方晶稠密系の結晶構造を形成する磁気抵抗効果膜が、上述した通り反強磁性体膜との格子整合性の点で好ましい。具体的には、Fe、Co及びNiの少なくとも1種を含有する合金を主体とした磁気抵抗効果膜が例示される。また、強磁性体膜にはFeが含まれていることが望ましい。強磁性体膜にはFeが含まれていると強磁性体膜と反強磁性体膜との交換結合力を大きくする上で有利である。

【0042】しかしながら、特にCoあるいはCo系合金を主体とした磁気抵抗効果膜については、面心立方晶系の結晶構造を有するIrMn合金からなる反強磁性体膜と積層形成することで、磁気ヘッド等に使用するためのブロッキング温度の非常に高い交換結合膜を得ること

ができる。

【0043】また、磁気抵抗効果膜としてCo系合金磁性膜とCu非磁性膜などの多層構造を有する人工格子膜やスピナル膜を用いる場合には、大きな抵抗変化率が得られ、しかも熱安定性も良好であるため、磁気ヘッドなどへ応用するうえでも非常に好適である。

【0044】上記のような多層構造を有する磁気抵抗効果膜の熱安定性についてさらに説明する。

【0045】例えばNiFe磁性膜とCu非磁性膜との多層構造においては、NiとCuとが全率固溶系であることに起因し、磁気抵抗効果素子の加工工程などで200℃程度の温度に晒されるとNiFe磁性膜とCu非磁性膜との間で拡散が生じて、磁気抵抗効果膜の抵抗変化率が低下してしまう。これに対し、Co系合金磁性膜とCu非磁性膜との多層構造においては、CoとCuとが非固溶系であるため、磁気抵抗効果素子の加工工程において磁気抵抗効果膜が350℃程度まで加熱されても、その抵抗変化率はほとんど低下しない。

【0046】なお本発明では、Coを含有しない強磁性体膜と反強磁性体膜との界面にCoあるいはCo系合金からなる強磁性体膜を介在させ、得られる交換結合膜のブロッキング温度および交換結合力を高めることも可能である。

【0047】またこのとき反強磁性体膜を間に挟むように、Coを含有しない強磁性体膜と、CoあるいはCo系合金からなる強磁性体膜とを積層形成してもよい。

【0048】さらに本発明においては、強磁性体膜の磁気特性やIrMn合金からなる反強磁性体膜との格子整合性を向上させる観点から、強磁性体膜に添加成分を添加含有させることもできる。またNiFe系合金からなる強磁性体膜についても、同様の観点からの添加成分の配合が可能である。この場合反強磁性体膜との格子整合性を向上させるうえでは、添加成分は強磁性体膜全体に亘って配合される必要はなく、少なくとも反強磁性体膜との界面近傍に配合されればよい。

【0049】なお本発明における反強磁性体膜の膜厚は、反強磁性を発現する範囲であれば特に限定されない。しかしながら、大きな交換結合力を得るためには、反強磁性体膜の膜厚が強磁性体膜の膜厚よりも厚いことが望ましい。さらに熱処理後の交換結合力の安定性の観点からは約15nm以下、好ましくは約10nm以下であることが好ましい。さらに強磁性体膜厚も同様の観点から約3nm以下であることが好ましい。また、このような反強磁性体膜と強磁性体膜は少なくとも一部が積層形成されて交換結合していればよい。

【0050】さらに本発明における交換結合膜の反強磁性体膜は、約3nm以上あることが好ましく、ピン止めされる強磁性体膜は約1nm以上であることが好ましい。

【0051】本発明の交換結合膜は、蒸着法、スパッタ

法、MBE法など公知の成膜方法により例えば基板上に形成される。この際、反強磁性体膜と強磁性体膜との交換結合に一方向異方性を付与するために、磁界中で成膜するか、または磁界中熱処理を行なってもよい。このような熱処理は上述したような規則相を生成させるためにも有効である。更にスピバルブ膜を用いた磁気抵抗効果素子、および磁気ヘッドでは、強磁性体膜のフリー層とピン層の磁化を直交方向にする直交化熱処理を行っても良い。

【0052】なお、この際、強磁性体膜にFeが含まれていると、熱処理の際に強磁性体膜から反強磁性体膜へ向かってFeが拡散して両者の界面に拡散層が生じ、界面でのFe濃度が高まり、さらに交換結合力を高めることができる。

【0053】なお、上記のような強磁性体膜から反強磁性体膜へ向かってFeの拡散を利用して、強磁性体膜とFeを含まないIrMn膜とを積層した後にアニールすることにより本発明に係る第3の交換結合膜のIrMnFe反強磁性体膜を形成することもできる。またFeを含まない強磁性体膜を用いる場合、Feを含まない強磁性体膜とFeを含まないIrMn反強磁性体膜の間にFeを主成分とする層を介在させ、成膜後にアニールすることによりIrMnFe反強磁性体膜を形成してもよい。このように界面に介在させるFeを主成分とする層の厚さは5nm以下、さらには2nm以下とすることが望ましい。さらにFeを含まないIrMnと強磁性体膜との界面に1原子層以上のFeが存在すれば交換結合力が高まる。また同様に、IrMnFeに対しても、強磁性体膜がFeを含まないまたはFeの含有量が少ない場合においても、界面にFeを介在させることにより、交換結合力を高めることができる。この場合のFe層は1原子層以上あれば効果を発揮するが、約5nmを越えると交換結合力が弱くなってしまう。本発明の交換結合膜を形成させる基板としては、ガラス、樹脂などの非晶質基板やSi、MgO、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、各種フェライトなどの単結晶基板、配向基板、焼結基板などを用いることができ、特に限定されることはない。また反強磁性体膜や強磁性体膜の結晶性を向上させるために、基板上に1~100nmの厚さの下地層を設けてもよい。下地層は反強磁性体膜や強磁性体膜の結晶性を向上させるものであれば特に限定されないが、例えばPdやPtなどの貴金属やCoZrNbなどの非晶質金属、また面心立方晶系の結晶構造を有する金属、合金を用いることができる。

【0054】さらに本発明の磁気抵抗効果素子は、上述したような交換結合膜に対し少なくとも強磁性体膜に電流を通電するための電極を設けたものである。電極としては、例えばCu、Ag、Au、Alやこれらの合金が用いられる。ここで電極は、強磁性体膜に直接接触する形態でも反強磁性体膜などを介する形態で形成しても構

わない。

【0055】このように本発明の交換結合膜は、上述したように大きな交換結合力が得られる交換結合膜を具備しているので、磁界検出用センサ、再生用磁気ヘッドなどの磁気抵抗効果素子を用いた種々のデバイスに応用できる。

【0056】なお本発明の磁気抵抗効果素子において、反強磁性体膜と強磁性体膜との交換結合力は強磁性体膜である磁気抵抗効果膜の磁区制御、すなわち磁気抵抗効果素子におけるバルクハウゼンノイズ除去に限らず、磁気抵抗効果膜としての人工格子膜やスピバルブ膜に対する磁化固着などに利用することもできる。

【0057】

【発明の実施の形態】次に本発明を実施例を用いて説明する。

【0058】実施例1

RFマグネトロンスパッタ装置を用いて反強磁性体膜と強磁性体膜とからなる本発明の交換結合膜を製造した。ここで、このような本発明の交換結合膜の縦断面図を図1に示す。具体的にはサファイアC面基板1上に、まずCo<sub>81</sub>Fe<sub>9</sub>Pd<sub>10</sub>なる組成の強磁性体膜2を5nmの厚さに、次いで組成がIr<sub>x</sub>Mn<sub>100-x</sub>（x=1, 15, 25, 35, 45, 55, 65, 75, 85）で表されるIrMn合金からなる反強磁性体膜3をそれぞれ15nmの厚さに磁界中で成膜し、9種類の試料を得た。このとき基板の加熱は特に行なわなかった。これらの交換結合膜について、X線回折で結晶構造とその配向方位を調べたところ、強磁性体膜2、反強磁性体膜3とも面心立方晶系の結晶構造を形成し、かつ（111）配向していることが観測された。

【0059】得られた交換結合膜の磁化容易軸方向a（成膜時の磁界方向）と磁化困難軸方向bの磁化曲線を図2に示す。図中cの値が交換バイアス磁界（Hu<sub>a</sub>）に相当し、このようにして求めたHu<sub>a</sub>のIrMn合金組成依存性をさらに図3に示す。図3から明らかな通り、ここで得た試料のうち、本発明で規定された2≤x≤80の組成範囲内のIrMn合金が反強磁性体膜として用いられた交換結合膜は、いずれも十分な交換バイアス磁界を有している。

【0060】一方、反強磁性体膜にγ-FeMn合金を用いた、同じ構造の交換結合膜のHu<sub>a</sub>は、最も高い値を示したFe<sub>80</sub>Mn<sub>20</sub>なる組成で14kA/m程度であり、本発明の交換結合膜においては、γ-FeMn合金を用いて反強磁性体膜を成膜した場合以上の交換結合力が得られることが判明した。

【0061】またこれらの交換結合膜のブロッキング温度を測定した結果を、図3と同様にIrMn合金組成依存性として図4に示す。図に示されるように、図3の中で十分な交換バイアス磁界を有している本発明の交換結合膜は、ブロッキング温度が200℃を越え信頼性も良

好である。これに対して、反強磁性体膜に $\gamma$ -FeMn合金を用いた交換結合膜の場合には、ブロッキング温度が190℃と長期的な信頼性を得る上では不十分な値であった。

#### 実施例2

熱酸化SiO<sub>2</sub>膜で表面が被覆されたSi(100)基板上に、組成が $\text{Ir}_x\text{Mn}_{100-x}$  ( $x=1, 15, 25, 35, 45, 50, 55, 65, 75, 85$ ) で表されるIrMn合金からなる15nm厚さの反強磁性体膜と、 $\text{Co}_{81}\text{Fe}_9\text{Pd}_{10}$ なる組成で5nm厚さの強磁性体膜をこの順で成膜した以外は、実施例1と同様に10種類の交換結合膜試料を製造した。

【0062】これらの交換結合膜の結晶構造をX線回折で調べたところ、Ir比率 $x=45, 50, 55$ のIrMn合金からなる反強磁性体膜は面心正方晶系、その他の反強磁性体膜は面心立方晶系の結晶構造を形成していることが観測された。

【0063】得られた交換結合膜について、実施例1と同様に交換バイアス磁界(H<sub>u</sub>)とブロッキング温度のIrMn合金組成依存性を測定した。結果を図5および図6に示す。図に示されるとおり、ここでは、反強磁性体膜に用いられたIrMn合金中のIrの原子% $x$ が $2 \leq x \leq 80$ の組成範囲内でも、面心正方晶系の結晶構造が形成されたIrMn合金中のIrの原子% $x=45, 50, 55$ の各試料については、交換バイアス磁界、ブロッキング温度共に著しく低下していた。

【0064】従って、特に $\text{Ir}_x\text{Mn}_{100-x}$  ( $2 \leq x \leq 35, 60 \leq x \leq 80$ ) の組成を有するIrMn合金は、Irの原子% $x$ が $35 < x < 60$ にある場合よりも面心立方晶系の結晶構造が形成されやすく、本発明の交換結合膜において反強磁性体膜として好適に用いられることが確認された。

#### 【0065】実施例3

面心立方晶系の結晶構造を有するIrMn合金からなる反強磁性体膜において、 $\text{Ir}_{25}\text{Mn}_{75}$ の組成を有するIrMn合金に対してNi、Cu、Ta、Hf、Pd、Ti、Nb、Crを添加成分として、それぞれ10at%添加含有させた以外は、実施例1と同様にして8種類の交換結合膜の試料を製造した。

【0066】続いて、これらの交換結合膜に対し耐食性試験を行った。試験としては前記の試料を水中に一昼夜放置した後の腐食ピットの発生率を調べた。

【0067】これらの試験結果を図7に示す。なお図7には、実施例1で製造した交換結合膜中、 $\text{Ir}_{25}\text{Mn}_{75}$ 、 $\text{Ir}_{70}\text{Mn}_{30}$ 、 $\text{Ir}_{50}\text{Mn}_{50}$ の組成を有するIrMn合金を反強磁性体膜として使用した試料、ならびに比較例としてIrMn合金に代えて $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ および $(\text{Fe}_{0.5}\text{Mn}_{0.5})_{89.5}\text{Ir}_{10.5}$ なる組成を有する合金を反強磁性体膜として使用した試料についても、上述の耐食性試験を行った結果

を併記した。

【0068】図7から、IrMn合金を主体とした反強磁性体膜を備える試料は、FeMn系合金を反強磁性体膜に用いた場合に比べて、腐食ピットの発生率が極めて低く、特にIrMn合金に対して前記の添加成分が添加含有されると、腐食ピットの発生率が一段と低減されることが明らかになった。

【0069】また前記の $\text{Ir}_{25}\text{Mn}_{75}$ の組成を有するIrMn合金を反強磁性体膜として使用した交換結合膜ならびに $\text{Ir}_{25}\text{Mn}_{75}$ の組成を有するIrMn合金に対してNi、Cu、Ta、Hf、Pd、Ti、Nb、Crを添加成分として、それぞれ10at%添加含有させた反強磁性体膜を使用した交換結合膜について、as-depo状態の交換バイアス磁界H<sub>u</sub>とブロッキング温度を実施例1と同様に測定した。

【0070】測定結果は図8および図9に示す。図に示されるとおり、これらの試料はいずれも十分な交換バイアス磁界を有すると共に、ブロッキング温度が高く信頼性も良好であった。すなわち実施例の交換結合膜では、反強磁性体膜に用いられるIrMn合金に対して添加成分を添加含有させることにより耐食性は向上し、交換結合力や信頼性の低下はほとんど認められなかった。

【0071】さらに、これらの交換結合膜において、真空中で200℃、3時間の磁場中熱処理を施した後の交換バイアス磁界H<sub>u</sub>を図8に併せて示した。図8より明らかに、熱処理を施すことにより全ての試料の交換バイアス磁界がas-depo状態の交換バイアス磁界より大きく上昇した。

【0072】X線回折による分析の結果、熱処理後の交換結合膜においては面心立方晶系の結晶構造を示す反強磁性体膜のX線回折ピーク中に規則相によるピークが現れており、熱処理によりIrMn合金からなる反強磁性体膜において規則相が生成し、交換結合力が増大することが確認された。

#### 【0073】実施例4

$(\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1})_{100-x}\text{Pd}_x$ なる組成の強磁性体膜と $\text{Ir}_{25}\text{Mn}_{75}$ なる組成の反強磁性体膜より、実施例1と全く同様に積層し交換結合膜を形成した。

【0074】さらに、強磁性体膜中のPdの配合量 $x$ を0から20at%の間変化させて、それらの交換結合膜の交換結合力を評価した結果、Pdの配合量に比例して交換バイアス磁界の増加が認められた。

#### 【0075】実施例5

この実施例では、面心立方晶系の結晶構造を有する $\text{Ir}_{25}\text{Mn}_{75}$ なる組成のIrMn合金からなる反強磁性体膜と強磁性体膜との交換結合膜を用いて、本発明の磁気抵抗効果素子を作成した。図10は、この磁気抵抗効果素子の縦断面図である。

【0076】基板4としては表面が熱酸化されたSiウ

エハを用い、強磁性体膜5、7としてそれぞれ厚さが3 nmと2 nmの $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 膜、反強磁性体膜8として、厚さが8 nmの $\text{Ir}_{25}\text{Mn}_{75}$ 膜、非磁性体膜6として厚さが3 nmのCu膜をそれぞれ成膜した。さらに図中、高抵抗軟磁性膜9、10はそれぞれ厚さが10 nmの $\text{Co}_{88}\text{Zr}_{12}\text{Nb}_7$ 膜と厚さが2 nmの $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 膜、電極11は厚さが0.1  $\mu\text{m}$ のCu膜、ハード膜12は厚さが40 nmの $\text{Co}_{83}\text{Pt}_{17}$ 、保護膜8'は20 nmのTiからなる。

【0077】なお、ここで成膜された $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 膜は、いずれも実施例1の交換結合膜における $\text{Co}_{81}\text{Fe}_{9}\text{Pd}_{10}$ 膜なる組成の強磁性体膜と同様、面心立方晶系の結晶構造を形成していた。

【0078】また磁気抵抗効果素子の作成に当っては、強磁性体膜5、7、非磁性体膜6および反強磁性体膜8の成膜を磁界中で行い、さらに磁界中での熱処理を施して反強磁性体膜8と強磁性体膜7との交換結合に一方異方性を付与した。

【0079】また高抵抗軟磁性膜9についても、磁界中で成膜した後に熱処理を施して一軸磁気異方性を付与すると共に、ハード膜12を着磁することでその一軸磁気異方性を一段と強めた。そのアニール条件であるが、下部磁性層の磁化容易軸に磁界をかけた静磁界中で250℃まで温度を上げて1時間保持した後、炉冷した。その炉冷中の210℃の温度で磁界方向を容易軸と直角方向に回転した。最後に、通常の半導体プロセスに準じて素子加工を行い、本発明の磁気抵抗効果素子を得た。

【0080】この磁気抵抗効果素子に外部から磁界を印加して、その磁界応答性を調べたところ、反強磁性体膜に $\gamma\text{-FeMn}$ 合金を用いた磁気抵抗効果素子と同等以上の安定した出力が得られ、なお磁壁移動に伴うバルクハウゼンノイズの発生も見受けられなかった。

【0081】しかも、反強磁性体膜に $\gamma\text{-FeMn}$ 合金を用いた場合よりも反強磁性体膜の耐熱性が良好であること、交換結合膜におけるブロッキング温度が高く且つ交換結合力が大きいことに起因して、安定した出力が得られる高感度の磁気抵抗効果素子を非常に歩留まりよく作成することができた。

#### 【0082】実施例6

この実施例では、面心立方晶系の結晶構造を有する $\text{Ir}_{20}\text{Mn}_{80}$ なる組成のIrMn合金からなる反強磁性体膜と強磁性体膜との交換結合膜を用いて、本発明の磁気抵抗効果素子を作成した。図10は、この磁気抵抗効果素子の縦断面図である。

【0083】基板4としては表面が熱酸化されたSiウエハを用い、強磁性体膜5、7としてそれぞれ厚さが3 nmと2 nmの $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 膜、反強磁性体膜8として、厚さが8 nmの $\text{Ir}_{20}\text{Mn}_{80}$ 膜、非磁性体膜6として厚さが3 nmのCu膜をそれぞれ成膜した。さらに図中、高抵抗軟磁性膜9、10はそれぞれ厚さが1

0 nmの $\text{Co}_{88}\text{Zr}_{12}\text{Nb}_7$ 膜と厚さが2 nmの $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 膜、電極11は厚さが0.1  $\mu\text{m}$ のCu膜、ハード膜12は厚さが40 nmの $\text{Co}_{83}\text{Pt}_{17}$ 、保護膜8'は20 nmのTaからなる。

【0084】なお、ここで成膜された $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 膜は、いずれも実施例1の交換結合膜における $\text{Co}_{81}\text{Fe}_{9}\text{Pd}_{10}$ 膜なる組成の強磁性体膜と同様、面心立方晶系の結晶構造を形成していた。

【0085】また磁気抵抗効果素子の作成に当っては、強磁性体膜5、7、非磁性体膜6および反強磁性体膜8の成膜を磁界中で行い、さらに磁界中での熱処理を施して反強磁性体膜8と強磁性体膜7との交換結合に一方異方性を付与した。

【0086】また高抵抗軟磁性膜9についても、磁界中で成膜した後に熱処理を施して一軸磁気異方性を付与すると共に、ハード膜12を着磁することでその一軸磁気異方性を一段と強めた。そのアニール条件は実施例5の場合と同じであった。最後に、通常の半導体プロセスに準じて素子加工を行い、本発明の磁気抵抗効果素子を得た。

【0087】この磁気抵抗効果素子に外部から磁界を印加して、その磁界応答性を調べたところ、反強磁性体膜に $\gamma\text{-FeMn}$ 合金を用いた磁気抵抗効果素子以上の安定した出力が得られ、なお磁壁移動に伴うバルクハウゼンノイズの発生も見受けられなかった。

【0088】しかも、反強磁性体膜に $\gamma\text{-FeMn}$ 合金を用いた場合よりも反強磁性体膜の耐熱性が良好であること、交換結合膜におけるブロッキング温度が高く且つ交換結合力が大きいことに起因して、安定した出力が得られる高感度の磁気抵抗効果素子を非常に歩留まりよく作成することができた。

【0089】さらに、全く同様の磁気抵抗効果素子を作製して、それぞれの感度と信頼性を評価した。具体的には、強磁性体膜5、7が共に $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 膜からなる磁気抵抗効果素子、強磁性体膜5、7が共に $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 膜からなる磁気抵抗効果素子、および強磁性体膜5、7がそれぞれ $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 膜と $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 膜からなる磁気抵抗効果素子の3種類を用意して、単位磁界あたりの抵抗変化率すなわち感度と、加熱下強磁性体膜5、7と非磁性体膜6の間で拡散が生じ始める拡散開始温度を測定した。

【0090】結果を図11に示す。

【0091】図11から、強磁性体膜にCoFe合金を用いることで抵抗変化率、耐熱温度とも向上することが明らかである。また、CoFe合金からなる強磁性体膜が反強磁性体膜と積層形成された交換結合膜では、ブロッキング温度も強磁性体膜にNiFe合金を用いた場合より40~50℃程度高く、本発明においては強磁性体膜に面心立方晶系の結晶構造を有するCo系合金を用いると、感度、長期信頼性、製造歩留まりなどの特に優れ



た磁気抵抗効果素子を得られることが明らかになった。

【0092】また強磁性体膜5にNiFeを用いた場合は、素子として必要な直交化アニールの際の直交化アニール温度を高く設定することができブロッキング温度の高いIrMn系膜の特性を十分に引き出すことができる。

#### 【0093】実施例7

RFマグネトロンスパッタ装置を用いて、基板を加熱していない状態で磁界中で成膜することにより、図1に構成を示す反強磁性体膜と強磁性体膜からなる交換結合膜を作製した。具体的には、表面がC面であるサファイアC基板1上に、厚さ5nmの $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ からなる強磁性体膜2、厚さ15nmの $(\text{Ir}_{0.25}\text{Mn}_{0.75})_{100-y}\text{Fe}_y$ からなる反強磁性体膜3を順次形成した。本実施例においては、反強磁性体膜3中のFeの含有量y原子比%を0, 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40, 50, 60, および70と設定した。

【0094】得られたそれぞれの交換結合膜について、結晶構造とその配向方位をX線回折により調べた。その結果、反強磁性体膜および強磁性体膜は共に面心立方晶系結晶構造であり、(111)配向していることが確認された。

【0095】次に、それぞれの交換結合膜について、交換結合力を示す交換バイアス磁界、ブロッキング温度、および耐食性として交換結合膜を水中に一昼夜放置した時の腐食ピットの発生率を調べた。

【0096】図12に反強磁性体膜3を形成している $(\text{Ir}_{0.25}\text{Mn}_{0.75})_{100-y}\text{Fe}_y$ 中のFe含有量yと交換バイアス磁界の関係、図13にFe含有量yとブロッキング温度の関係、図14にFe含有量yと腐食ピットの発生率についての関係をそれぞれ示す。なお、比較として、それぞれの図に $\gamma\text{-FeMn}$ を反強磁性体膜として用いた交換結合膜で得られた値を示す。

【0097】図12に示すように、交換バイアス磁界は $y=20$ のときにピーク値を示し、また $0 < y < 40$ の範囲において $\gamma\text{-FeMn}$ を反強磁性体膜として用いた場合よりも大きくなっている。

【0098】ブロッキング温度については、図13に示すように、yが小さくなるにつれて上昇し、 $y < 30$ の範囲においては、 $\gamma\text{-FeMn}$ を反強磁性体膜として用いた場合よりも高くなっている。

【0099】耐食性については、図14に示すように、yが小さいほど良好であり、yの量如何にかかわらず $\gamma\text{-FeMn}$ を反強磁性体膜として用いた場合よりも良好である。

【0100】以上の結果から、反強磁性体膜中のFe含有量yが $0 < y < 30$ の範囲においては、交換結合力、ブロッキング温度および耐食性のすべての特性に優れた交換結合膜が得られることが判った。

【0101】なお $(\text{Ir}_x\text{-Mn}_{1-x})_{100-y}\text{Fe}_y$ のxの値が0.25以外の反強磁性体膜をもちいた交換結合膜の場合においても同様な結果が得られた。

#### 【0102】実施例8

RFマグネトロンスパッタ装置を用い、基板を加熱していない状態で磁界中で成膜することにより、図15に示す構造を有する交換結合膜を作製した。具体的には、表面がC面であるサファイア基板11上に、厚さ5nmのCo強磁性体膜12、厚さが1nmのFe層13、厚さ15nmの $\text{Ir}_{25}\text{Mn}_{75}$ からなる反強磁性体層14を順次形成した。この段階で交換バイアス磁界およびブロッキング温度を測定した。

【0103】次に、真空中において290℃で5時間磁界中で熱処理した。この段階で再度交換バイアス磁界およびブロッキング温度を測定した。得られた交換結合膜について、オージェ分光法により膜厚方向の組成分布を調べたところ、反強磁性体膜14のFe層13との界面側でFe濃度が高くなっておりFe層13から反強磁性体膜14へのFeが拡散していることが確認された。この結果、得られた反強磁性体膜14の組成は $(\text{Ir}_{0.25}\text{Mn}_{0.75})_{92}\text{Fe}_8$ となった。

【0104】表1に熱処理前後で測定した交換バイアス磁界およびブロッキング温度を示す。表1にはCo強磁性体膜と $\gamma\text{-FeMn}$ 反強磁性体膜を積層した交換結合膜についての結果も併記する。

【0105】表1から判るように、熱処理後の交換結合膜では、 $\gamma\text{-FeMn}$ 反強磁性体膜を用いた交換結合膜と比較して、交換バイアス磁界が大きくブロッキング温度がはるかに高い。なお $\text{Ir}_x\text{-Mn}_{1-x}$ のxの値が0.25以外の反強磁性体膜をもちいた交換結合膜の場合においても同様な結果が得られた。

#### 【0106】

#### 【表1】

	交換バイアス磁界 A/m	ブロッキング温度 ℃
$\gamma$ -FeMn	10500	170
実施例8		
熱処理前	13000	300
熱処理後	14500	270

## 実施例9

RFマグネトロンスパッタ装置を用い、基板を加熱していない状態で磁界中成膜することにより、図15に示す構造を有する交換結合膜を作製した。具体的には、表面がC面であるサファイア基板11上に、厚さ5nmのCo強磁性体膜12、厚さが1nmのFe層13、厚さ15nmの $(\text{Ir}_{0.25}\text{Mn}_{0.75})_{80}\text{Fe}_{20}$ なる反強磁性体層14を順次形成した。得られた交換結合膜の交換バイアス磁界およびブロッキング温度を測定した。

【0107】表2にFe層13を介在させた場合と介在させていない場合との交換バイアス磁界およびブロッキ

10\*ング温度を示す。この場合にも比較としてCo強磁性体膜と $\gamma$ -FeMn反強磁性体膜を積層した交換結合膜についての結果も併記する。表2からわかるように、Fe層13を介在させることにより、熱処理前でも交換結合力が大きくなっている。また熱処理後さらに大きくなっている。さらに、 $\gamma$ -FeMn反強磁性体膜を用いた交換結合膜と比較して、交換バイアス磁界が大きくブロッキング温度がはるかに高い。なお $\text{Ir}_x\text{-Mn}_{1-x}$ のxの値が0.25以外の反強磁性体膜をもちいた交換結合膜の場合においても同様な結果が得られた。

【0108】

【表2】

	交換バイアス磁界 A/m	ブロッキング温度 ℃
$\gamma$ -FeMn	10500	170
実施例9		
Fe層あり	16000	250
Fe層なし	13000	220

## 実施例10

RFマグネトロンスパッタ装置を用い、基板を加熱していない状態で磁界中成膜することにより、図16に示す構造を有する交換結合膜を作製した。具体的には、表面がC面であるサファイア基板21上に、厚さ5nmの $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 強磁性体膜22、厚さ15nmの $\text{Ir}_{25}\text{Mn}_{75}$ からなる反強磁性体層23を順次形成した。この段階で交換バイアス磁界およびブロッキング温度を測定した。

【0109】次に、真空中において290℃で5時間熱処理した。この段階で再度交換バイアス磁界およびブロッ

30 とが確認された。この結果、得られた反強磁性体膜23の組成は $(\text{Ir}_{0.25}\text{Mn}_{0.75})_{99.5}\text{Fe}_{0.5}$ となった。

【0110】表3に熱処理前後で測定した交換バイアス磁界およびブロッキング温度を示す。表13には $\text{Co}_{81}\text{Fe}_{9}\text{Pd}_{10}$ 強磁性体膜と $\gamma$ -FeMn反強磁性体膜を積層した交換結合膜についての結果も併記する。

【0111】表3から判るように、熱処理後の交換結合膜では、 $\gamma$ -FeMn反強磁性体膜を用いた交換結合膜と比較して、交換バイアス磁界が大きくブロッキング温度がはるかに高い。なお $\text{Ir}_x\text{-Mn}_{1-x}$ のxの値が0.25以外の反強磁性体膜をもちいた交換結合膜の場合においても同様な結果が得られた。

【0112】

【表3】

	交換バイアス磁界 A/m	ブロッキング温度 ℃
$\gamma$ -FeMn	13000	190
実施例10		
熱処理前	12000	300
熱処理後	14000	290

## 実施例11

実施例6と同様な方法により、( $\text{Ir}_{0.25}\text{Mn}_{0.75}$ ) $\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}$ にそれぞれNi, Cu, Ta, Hf, Pd, Ti, Nb, Crを10at%の割合で添加した反強磁性体膜を用いて交換結合膜を作製した。得られた各交換結合膜を水中に一昼夜放置して腐食ピットの発生率を調べた。この結果を表4に示す。

【表4】

添加元素	腐食ピットの発生率(%)
Cr	13
Nb	18
Ti	16
Pd	12
Hf	11
Ta	12
Cu	13
Ni	14
無添加	23

表4からわかるように、上記の各元素を添加した反強磁性体膜を用いた交換結合膜は、無添加の反強磁性体膜を用いた交換結合膜よりもさらに耐食性が向上していることがわかる。

## 【0113】実施例13

本実施例では、図17に示す磁気抵抗効果素子を作製した。具体的には、シリコン基板31の表面に形成された熱酸化層32の上に、厚さ40nmの $\text{Co}_{0.8}\text{Pt}_{0.2}$ ハード膜33を成膜した後、その一部を選択的に除去して下地の熱酸化層32を部分的に露出させた。その上に厚さが10nmの $\text{Co}_{0.8}\text{Zr}_{0.5}\text{Nb}_{0.7}$ 膜34、厚さが2nmの $\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}$ 膜35、厚さが4nmの $\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}$ 強磁性体膜36、厚さが3nmのCu膜37、厚さが3nmの $\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}$ 強磁性体膜38、厚さ15nmの( $\text{Ir}_{0.25}\text{Mn}_{0.75}$ ) $\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}$ 反強磁性体膜39、厚さ20nmのTi保護膜40を順次成膜した。さらに厚さ0.1 $\mu\text{m}$ のCu電極40を成膜して加工した。

【0114】なお、磁界中で熱処理を行った後、ハード膜33を着磁した。磁界中熱処理により反強磁性体膜39と強磁性体膜38との結合に一方向異方性を付与しC

$\text{Co}_{0.8}\text{Zr}_{0.5}\text{Nb}_{0.7}$ 膜34、 $\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}$ 膜35および $\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}$ 強磁性体膜36に一軸異方性を付与した。アニール条件は実施例5と同じであった。

【0115】この磁気抵抗効果素子に外部から磁界を印加して、その磁界応答性を調べたところ、反強磁性体膜に $\gamma$ -FeMn合金を用いた磁気抵抗効果素子と同等以上の安定した出力が得られ、なお磁壁移動に伴うバルクハウゼンノイズの発生も認められなかった。

【0116】しかも、( $\text{Ir}_{0.25}\text{Mn}_{0.75}$ ) $\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}$ 反強磁性体膜39は $\gamma$ -FeMn合金を用いた場合よりも耐食性が高く、ブロッキング温度が高いことから歩留まりも大幅に向上した。

## 【0117】実施例14

実施例4、5、11、12で作製した同様の磁気抵抗素子と同様の構造の素子を $\text{Al}_2\text{O}_3$ -TiC基板41、下シールド膜41、下ギャップ膜42の上に作製し、さらにその上に上ギャップ膜43、上シールド膜44を、図18に示すように形成した。これにより再生ヘッドを作製した。IrMn系を用いたヘッドは耐食性が高いため、腐食のためFeMnでは加工不可能であった0.1 $\mu\text{m}$ デプス(depth)を可能とし、大きな再生出力を得ることができた。

## 【0118】

【発明の効果】以上詳述したように、本発明の交換結合膜は、良好な交換結合力を有し、且つ耐食性、熱安定性にも優れている。

【0119】さらに、この交換結合膜を具備した磁気抵抗効果素子は、安定した出力を長期間に亘って得ることができ、その工業的な価値は極めて大きい。

## 【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明の実施例1における交換結合膜の縦断面図である。

【図2】 交換結合膜の磁化曲線を示す特性図である。

【図3】 実施例1における交換結合膜の交換バイアス磁界 $H_{ua}$ のIrMn合金組成依存性を示す図である。

【図4】 実施例1における交換結合膜のブロッキング温度のIrMn合金組成依存性を示す図である。

【図5】 実施例2における交換結合膜の交換バイアス磁界 $H_{ua}$ のIrMn合金組成依存性を示す図である。

【図6】 実施例2における交換結合膜のブロッキング温度のIrMn合金組成依存性を示す図である。

【図7】 実施例3における交換結合膜の腐食ピット発

生率を示す図である。

【図8】 実施例3における交換結合膜の交換バイアス磁界H<sub>ua</sub>のIrMn合金組成依存性を示す図である。

【図9】 実施例3における交換結合膜のブロッキング温度のIrMn合金組成依存性を示す図である。

【図10】 実施例5における磁気抵抗効果素子の縦断面図である。

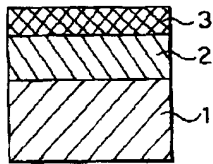
【図11】 実施例5における磁気抵抗効果素子の抵抗変化率および耐熱温度を示す図である。

【図12】 実施例6における交換結合膜の交換バイアス磁界H<sub>ua</sub>とIrMnFe合金中のFe含有量との関係を示す図である。

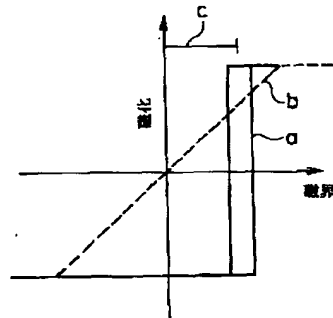
【図13】 実施例6における交換結合膜のブロッキング温度とIrMnFe合金中のFe含有量との関係を示す図である。

【図14】 実施例6における交換結合膜の腐食ピット発生率とIrMnFe合金中のFe含有量との関係を示す図である。

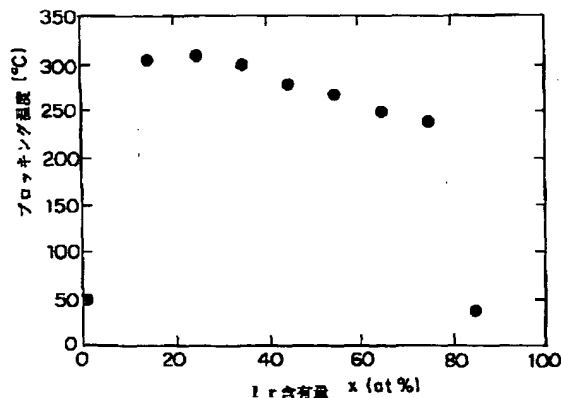
【図1】



【図2】



【図4】



【図15】 実施例7および8の交換結合膜の縦断面図である。

【図16】 実施例9の交換結合膜の縦断面図である。

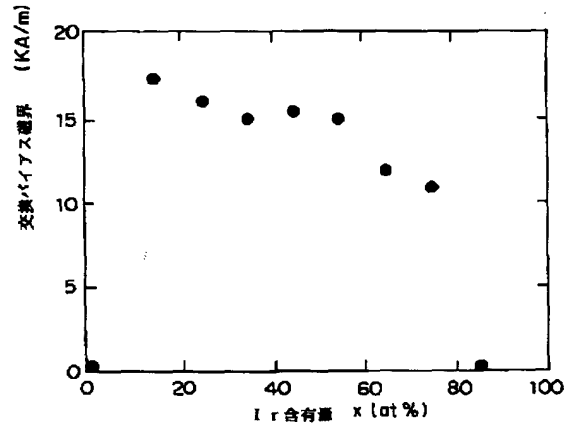
【図17】 実施例13における磁気抵抗効果素子の縦断面図である。

【図18】 実施例14における磁気抵抗効果素子の縦断面図である。

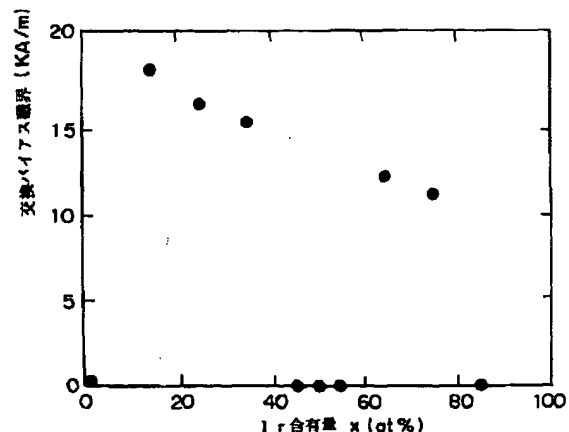
【符号の説明】

1、4、21、31、41……基板、2、5、7、22、36、38……強磁性体膜、3、8、14、23、39……反強磁性体膜、6、37……非磁性体膜、9、10……高抵抗軟磁性膜、11、40……電極、12、33……ハード膜、8、40……保護膜、13……Fe層、32……熱酸化層、34……CoZrNb膜、35……NiFe膜、41……下シールド膜、42……下ギャップ膜、43……上ギャップ膜、44……上シールド膜

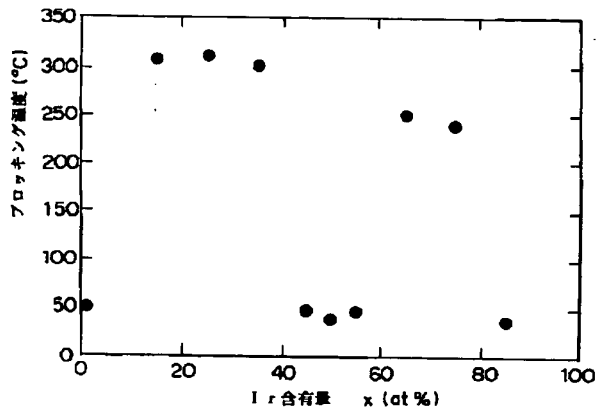
【図3】



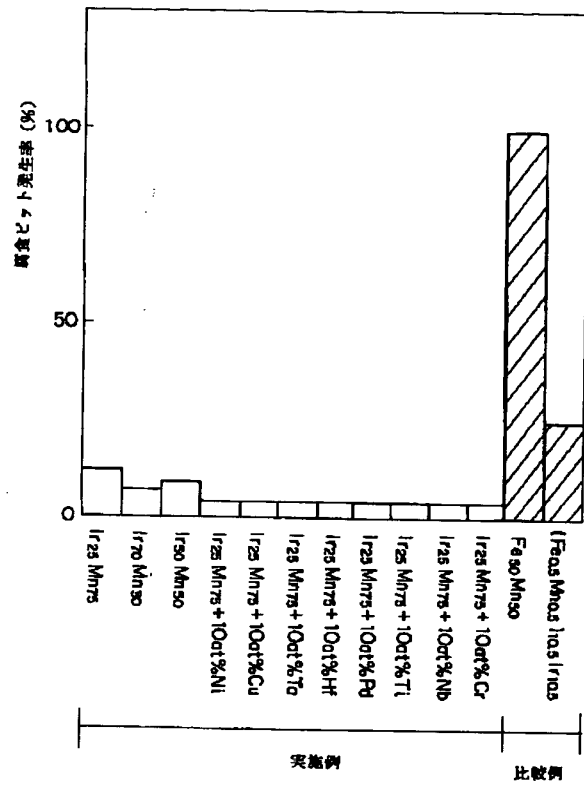
【図5】



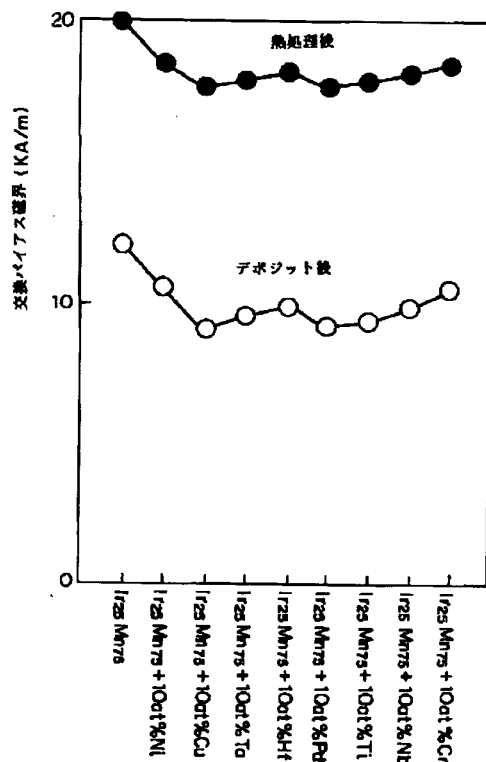
【図 6】



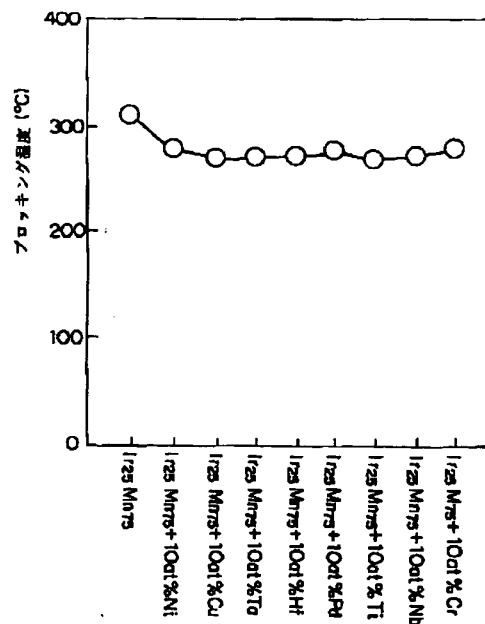
【図 7】



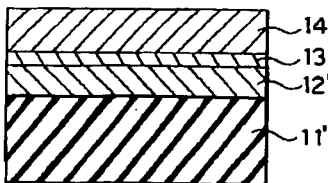
【図 8】



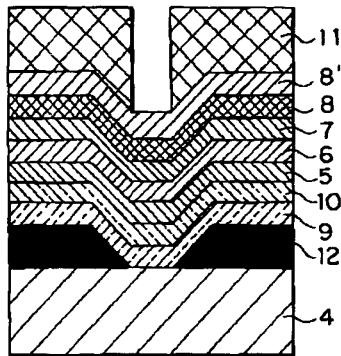
【図 9】



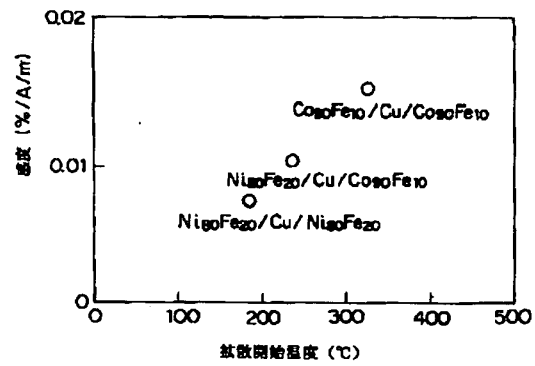
【図 15】



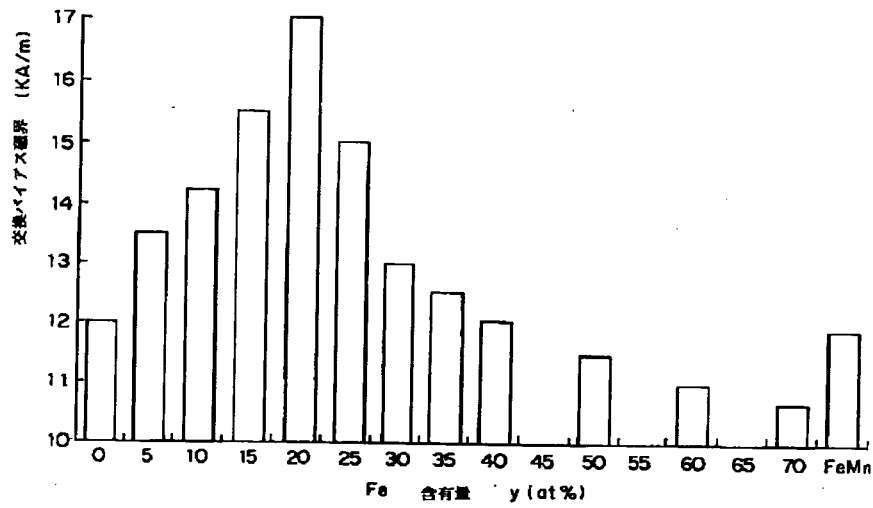
【図10】



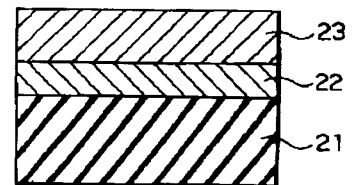
【図11】



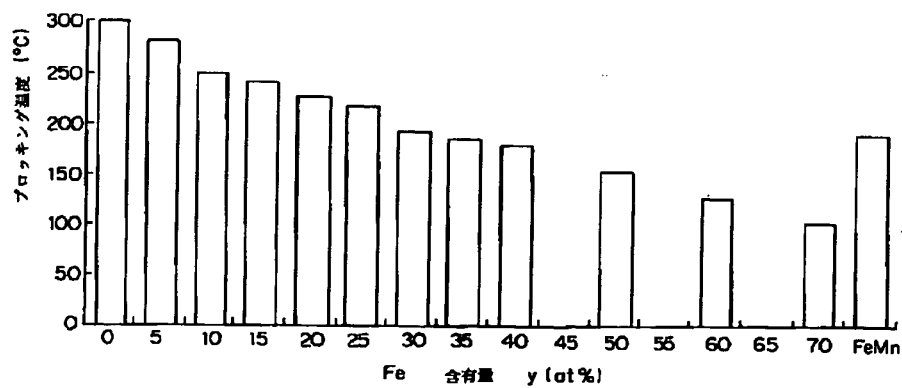
【図12】



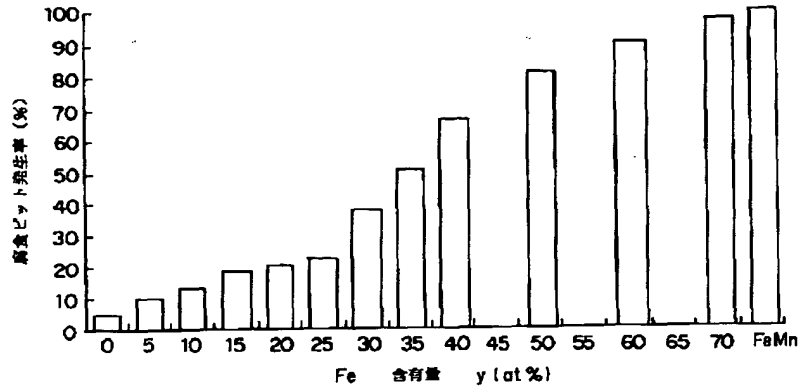
【図16】



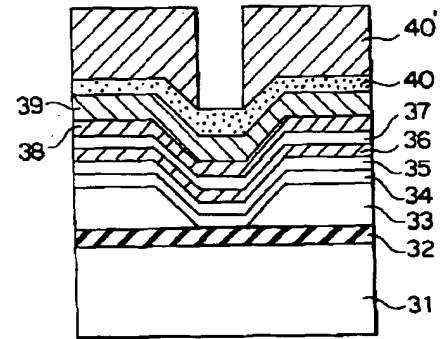
【図13】



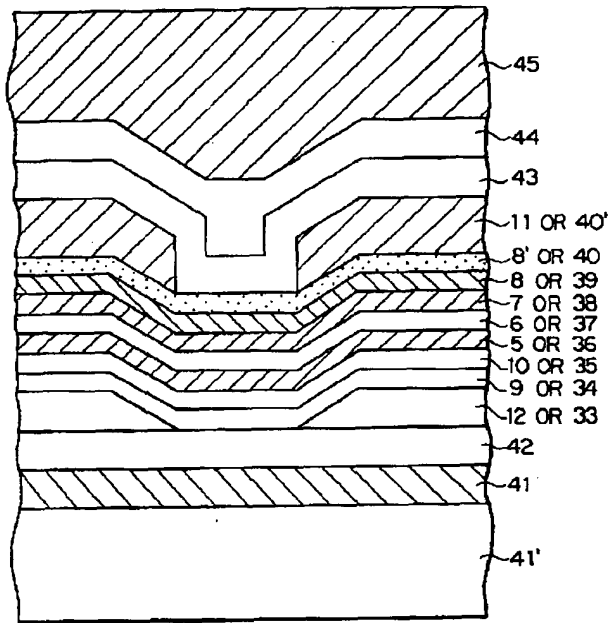
【図14】



【図17】



【図18】



## 【手続補正書】

【提出日】平成8年7月26日

## 【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】特許請求の範囲

【補正方法】変更

【補正内容】

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 強磁性体膜と反強磁性体膜を積層してなる交換結合膜であって、前記の反強磁性体膜が、少なくとも1部が面心立方晶系の結晶構造を有し、かつ組成が一般式、 $\text{Ir}_x\text{Mn}_{100-x}$ （式中、 $x$ はat%で、 $2 \leq x \leq 80$ を満足する値である）で表されるIrMn

合金からなることを特徴とする交換結合膜。

【請求項2】 請求項1記載の交換結合膜であって、前記 $x$ は $5 \leq x \leq 40$ を満足する値であることを特徴とする交換結合膜。

【請求項3】 請求項1記載の交換結合膜であって、前記IrMn合金はさらにNi、Cu、Ta、Hf、Pd、Ti、Nb、Cr、Si、Al、W、Zr、Ga、Be、In、Sn、V、Mo、Re、Co、Ru、Rh、Pt、Ge、Os、Ag、Cd、Zn、Au、Nの群から選ばれた少なくとも1種を、IrMn合金100at%に対して50at%以下を含むことを特徴とする交換結合膜。

【請求項4】 請求項1記載の交換結合膜であって、前記強磁性体膜はFeを含んでいることを特徴とする交換結合膜。

【請求項5】 請求項1記載の交換結合膜であって、前記強磁性体は面心立方晶系の結晶構造または六方晶最密結晶構造を有するCoまたはCo系合金からなることを特徴とする交換結合膜。

【請求項6】 請求項1記載の交換結合膜であって、前記強磁性体膜はCoFe合金からなることを特徴とする交換結合膜。

【請求項7】 請求項5記載の交換結合膜であって、前記Co系合金はさらにPdを含むことを特徴とする交換結合膜。

【請求項8】 請求項1記載の交換結合膜であって、前記強磁性体膜と前記反強磁性体膜の界面にFeまたはFe合金を介在させることを特徴とする交換結合膜。

【請求項9】 請求項1記載の交換結合膜であって、前記IrMn合金からなる反強磁性体膜の少なくとも1部が規則相を有することを特徴とする交換結合膜。

【請求項10】 強磁性体膜と反強磁性体膜を積層してなる交換結合膜であって、前記反強磁性体膜が、少なくとも1部が面心立方晶系の結晶構造を有し、かつ組成が一般式  $(\text{Ir}_x \cdot \text{Mn}_{1-x})_{100-y}\text{Fe}_y$  (式中、 $x'$  は原子比であって  $0.02 \leq x' \leq 0.80$  を満足する数値、 $y$  はat%で  $0 < y < 30$  を満足する値である) で表されるIrMnFe合金からなることを特徴とする交換結合膜。

【請求項11】 請求項10記載の交換結合膜であって、前記 $x'$ は $0.05 \leq x' \leq 0.40$ を満足する数値であることを特徴とする交換結合膜。

【請求項12】 請求項10記載の交換結合膜であって、前記IrMnFe合金はさらにNi、Cu、Ta、Hf、Pd、Ti、Nb、Cr、Si、Al、W、Zr、Ga、Be、In、Sn、V、Mo、Re、Co、Ru、Rh、Pt、Ge、Os、Ag、Cd、Zn、Au、Nの群から選ばれた少なくとも1種を、IrMnFe合金100at%に対して50at%以下を含むことを特徴とする交換結合膜。

【請求項13】 請求項10記載の交換結合膜であって、前記強磁性体膜はFeを含んでいることを特徴とする交換結合膜。

【請求項14】 請求項10記載の交換結合膜であって、前記強磁性体は面心立方晶系の結晶構造または六方晶最密結晶構造を有するCoまたはCo系合金からなることを特徴とする交換結合膜。

【請求項15】 請求項10記載の交換結合膜であって、前記強磁性体膜はCoFe合金からなることを特徴とする交換結合膜。

【請求項16】 請求項14記載の交換結合膜であって、前記Co系合金はさらにPdを含むことを特徴とする交換結合膜。

る交換結合膜。

【請求項17】 請求項10記載の交換結合膜であって、前記強磁性体膜と前記反強磁性体膜の界面にFeまたはFe合金を介在させることを特徴とする交換結合膜。

【請求項18】 請求項10記載の交換結合膜であって、前記IrMnFe合金からなる反強磁性体膜の少なくとも1部が規則相を有することを特徴とする交換結合膜。

【請求項19】 請求項1記載の交換結合膜であって、前記反強磁性体膜と積層する強磁性体膜が、強磁性体、非磁性体、および強磁性体からなるサンドイッチ膜であることを特徴とする交換結合膜。

【請求項20】 請求項10記載の交換結合膜であって、前記反強磁性体膜と積層する強磁性体膜が、強磁性体、非磁性体、および強磁性体からなるサンドイッチ膜であることを特徴とする交換結合膜。

【請求項21】 請求項1記載の交換結合膜と、前記交換結合膜のうち少なくとも強磁性体膜に電流を通電するための電極とを具備することを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項22】 請求項10記載の交換結合膜と、前記交換結合膜のうち少なくとも強磁性体膜に電流を通電するための電極とを具備することを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項23】 請求項19記載の交換結合膜と、前記交換結合膜のうち少なくとも強磁性体膜に電流を通電するための電極とを具備することを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項24】 請求項23記載の磁気抵抗効果素子であって、前記交換結合膜における前記サンドイッチ膜構造の強磁性体膜は、一方の前記強磁性体が前記IrMn合金からなる反強磁性体膜により磁化固着されていることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項25】 請求項20記載の交換結合膜と、前記交換結合膜のうち少なくとも強磁性体膜に電流を通電するための電極とを具備することを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項26】 請求項25記載の磁気抵抗効果素子であって、前記交換結合膜における前記サンドイッチ膜構造の強磁性体膜は、一方の前記強磁性体が前記IrMnFe合金からなる反強磁性体膜により磁化固着されていることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項27】 請求項24または請求項26記載の磁気抵抗効果素子であって、前記サンドイッチ膜構造の強磁性体膜における前記強磁性体は、面心立方晶系の結晶構造または六方晶最密結晶構造を有するCoまたはCo系合金からなることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項28】 請求項24または請求項26記載の磁気抵抗効果素子であって、前記サンドイッチ膜構造の強



磁性体膜における前記強磁性体は、CoFe合金からなることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項29】 請求項27記載の磁気抵抗効果素子であって、前記Co系合金はさらにPdを含むことを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項30】 請求項24または請求項26記載の磁気抵抗効果素子であって、前記サンドイッチ膜の下地層として非晶質金属膜とNiFe合金膜とが設けられていることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項31】 請求項24または請求項26記載の磁気抵抗効果素子であって、前記サンドイッチ膜の前記反強磁性体膜と積層していない側の前記強磁性体は、少なくともNiFe合金膜とCoFe合金膜とからなることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項32】 請求項24または請求項26記載の磁気抵抗効果素子であって、前記サンドイッチ膜の前記反強磁性体膜と積層していない側の前記強磁性体がNiFe合金からなり、かつ前記反強磁性体膜と積層した前記強磁性体がCoまたはCo系合金からなることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項33】 請求項24または請求項26記載の磁気抵抗効果素子であって、前記反強磁性体膜の膜厚は、前記サンドイッチ膜の前記反強磁性体膜と積層した前記強磁性体の膜厚より厚く、かつ15nm以下であることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項34】 請求項24または請求項26記載の磁気抵抗効果素子であって、前記強磁性体膜と前記反強磁性体膜の界面にFeまたはFe合金を介在させることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項35】 下シールド膜と、前記下シールド膜上に下ギャップ膜を介して形成された、請求項24または請求項26記載の磁気抵抗効果素子と、前記磁気抵抗効果素子上に下ギャップ膜を介して形成された上シールド膜とを具備することを特徴とする磁気ヘッド。

【手続補正2】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0013

【補正方法】削除

【手続補正3】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0014

【補正方法】変更

【補正内容】

【0014】本発明に係る第2の交換結合膜は、反強磁性体膜と強磁性体膜を積層してなる交換結合膜であって、前記反強磁性体膜が、少なくとも1部が面心立方晶系の結晶構造を有し、かつ組成が一般式 $(\text{Ir}_{x'} \cdot \text{Mn}_{1-x'})_{100-y}\text{Fe}$ （式中、 $x'$ は原子比であって $0.02 \leq x' \leq 0.80$ を満足する数値、 $y$ はat%で $0 < y < 30$ を満足する値である）で表されるIr

MnFe合金からなることを特徴とするものである。

【手続補正4】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0018

【補正方法】変更

【補正内容】

【0018】本発明に係る第一の交換結合膜は、IrMn合金からなる反強磁性体膜と強磁性体膜とが積層形成された基本構造を備えるものである。

【手続補正5】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0023

【補正方法】変更

【補正内容】

【0023】さらに、IrMn合金は、一般に、 $35 < x < 60$ の組成範囲では、面心正方晶系の結晶構造が安定となる。

【手続補正6】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0024

【補正方法】変更

【補正内容】

【0024】したがって、本発明に係る交換結合膜においては、 $\text{Ir}_x\text{Mn}_{100-x}$  ( $2 \leq x \leq 35$ 、 $60 \leq x \leq 80$ )、さらには $\text{Ir}_x\text{Mn}_{100-x}$  ( $15 \leq x \leq 35$ )で表される組成のIrMn合金を用いることがより好ましい。

【手続補正7】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0025

【補正方法】変更

【補正内容】

【0025】ただし、結晶構造が面心立方晶系であるCuなどの膜やFe、Co、Niやこれらの合金などを主体とする磁気抵抗効果膜の上に、IrMn合金をエピタキシャル的に成長させる場合などは、 $35 < x < 60$ の組成範囲でも面心立方晶系の結晶構造を有するIrMn合金からなる反強磁性体膜を形成することができる。

【手続補正8】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0026

【補正方法】変更

【補正内容】

【0026】すなわち本発明では、面心立方晶系の結晶構造を有するIrMn合金で反強磁性体膜が形成されるのであれば、IrMn合金が上述したような $35 < x < 60$ の組成範囲であっても、特別差支えない。

【手続補正9】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0027

【補正方法】変更

【補正内容】

【0027】本発明に係る第2の交換結合膜における反強磁性体膜は、一般式  $(\text{Ir}_x \cdot \text{Mn}_{1-x})_{100-y}\text{Fe}_y$ 、ここで  $x'$  は原子比であって  $0.02 \leq x' \leq 0.80$  を満足する数値、 $y$  は  $\text{at}\%$ 、 $0 < y < 30$  を満足する値である。

【手続補正10】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0028

【補正方法】変更

【補正内容】

【0028】即ち、本発明に係る第2の交換結合膜における反強磁性体膜は、本発明に係る第1の交換結合膜における反強磁性体膜を構成している  $\text{IrMn}$  合金に対して  $\text{Fe}$  を添加した合金組成からなる。

【手続補正11】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0030

【補正方法】変更

【補正内容】

【0030】 $\text{Fe}$  は反強磁性体膜の強磁性体膜との格子整合性を良好にして交換結合力を大きくする作用を有する。但し、 $y$  が  $30$  以上になると耐食性は大きく低下するため  $y$  は  $30$  未満とする。より好ましい  $y$  の範囲は、 $0.01 \leq y \leq 25$  である。

【手続補正12】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0031

【補正方法】変更

【補正内容】

【0031】本発明に係る第2の交換結合膜においても、交換結合膜を構成する反強磁性体膜および強磁性体膜はいずれも面心立方晶 ( $\text{fcc}$ ) 構造を有することが好ましい。さらに本発明の1実施態様では、強磁性体膜、反強磁性体膜とも  $(111)$  面配向をしているため強磁性体膜は6方晶構造でも差支えない。なお、本発明に係る第1の交換結合膜について前述したように、 $\text{Ir}_x \text{Mn}_{1-x}$  系合金は、バルクでは、 $0.35 < x < 0.60$  の範囲で面心正方晶 ( $\text{fct}$ ) 構造を有する。この面心正方晶の  $\text{IrMn}$  系合金の格子定数  $a$  は  $0.273 \text{ nm}$  と小さく、 $c/a$  の比が  $1.355$  とかなり大きい。一方面心立方晶 ( $\text{fcc}$ ) 構造を有する強磁性膜は格子定数  $a$  が  $0.35 \text{ nm}$  前後である。このため、

$(\text{Ir}_x \cdot \text{Mn}_{1-x})_{100-y}\text{Fe}_y$  ( $0.35 < x' < 0.60$ ) 合金を反強磁性体膜として用いると強磁性膜との格子整合性が悪く、十分な交換結合力を得ることが困難になると予想される。

【手続補正13】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0033

【補正方法】変更

【補正内容】

【0033】また第2の交換結合膜において、 $(\text{Ir}_x \cdot \text{Mn}_{1-x})_{100-y}\text{Fe}$  からなる反強磁性体膜の膜厚方向に沿う  $\text{Fe}$  の濃度分布は、均一でも、不均一（組成変調膜）でもよい。例えば、反強磁性体膜の強磁性体膜との界面側またはこれと反対側の表面において  $\text{Fe}$  の濃度が高くなっていてもよいし、反強磁性体膜の中央部において濃度が高くなっていてもよい。

【手続補正14】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0035

【補正方法】変更

【補正内容】

【0035】さらに本発明に係る第1および第2の交換結合膜においては、反強磁性体膜に用いられる  $\text{IrMn}$  合金に対し、 $\text{Ni}$ 、 $\text{Cu}$ 、 $\text{Ta}$ 、 $\text{Hf}$ 、 $\text{Pd}$ 、 $\text{Ti}$ 、 $\text{Nb}$ 、 $\text{Cr}$ 、 $\text{Si}$ 、 $\text{Al}$ 、 $\text{W}$ 、 $\text{Zr}$ 、 $\text{Ga}$ 、 $\text{Be}$ 、 $\text{In}$ 、 $\text{Sn}$ 、 $\text{V}$ 、 $\text{Mo}$ 、 $\text{Re}$ 、 $\text{Co}$ 、 $\text{Ru}$ 、 $\text{Rh}$ 、 $\text{Pt}$ 、 $\text{Ge}$ 、 $\text{Os}$ 、 $\text{Ag}$ 、 $\text{Cd}$ 、 $\text{Zn}$ 、 $\text{Au}$ 、 $\text{N}$  などの添加成分を添加含有させてもよい。

【手続補正15】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0038

【補正方法】変更

【補正内容】

【0038】また第2の交換結合膜における  $\text{IrMnFe}$  合金に対しても同じで、これらの元素の添加量は  $50 \text{ at}\%$  を越えると交換結合膜の交換結合力が低下する。

【手続補正16】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0053

【補正方法】変更

【補正内容】

【0053】なお、上記のような強磁性体膜から反強磁性体膜へ向かって  $\text{Fe}$  の拡散を利用して、強磁性体膜と  $\text{Fe}$  を含まない  $\text{IrMn}$  膜とを積層した後にアニールすることにより本発明に係る第2の交換結合膜の  $\text{IrMnFe}$  反強磁性体膜を形成することもできる。また  $\text{Fe}$  を含まない強磁性体膜を用いる場合、 $\text{Fe}$  を含まない強磁性体膜と  $\text{Fe}$  を含まない  $\text{IrMn}$  反強磁性体膜の間に  $\text{Fe}$  を主成分とする層を介在させ、成膜後にアニールすることにより  $\text{IrMnFe}$  反強磁性体膜を形成してもよい。このように界面に介在させる  $\text{Fe}$  を主成分とする層の厚さは  $5 \text{ nm}$  以下、さらには  $2 \text{ nm}$  以下とすることが望ましい。さらに  $\text{Fe}$  を含まない  $\text{IrMn}$  と強磁性体膜との界面に1原子層以上の  $\text{Fe}$  が存在すれば交換結合力が高まる。また同様に、 $\text{IrMnFe}$  に対しても、強磁性体膜が  $\text{Fe}$  を含まないかまたは  $\text{Fe}$  の含有量が少ない

場合においても、界面にFeを介在させることにより、交換結合力を高めることができる。この場合のFe層は1原子層以上あれば効果を発揮するが、約5nmを越えると交換結合力が弱くなってしまう。本発明の交換結合膜を形成させる基板としては、ガラス、樹脂などの非晶質基板やSi、MgO、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、各種フェライトなどの単結晶基板、配向基板、焼結基板などを用いることができ、特に限定されることはない。また反強磁性体膜や強磁性体膜の結晶性を向上させるために、基板上に1～100nmの厚さの下地層を設けてもよい。下地層は反強磁性体膜や強磁性体膜の結晶性を向上させるものであれば特に限定されないが、例えばPdやPtなどの貴金属やCoZrNbなどの非晶質金属、また面心立方晶

系の結晶構造を有する金属、合金を用いることができる。

【手続補正17】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0055

【補正方法】変更

【補正内容】

【0055】このように本発明の磁気抵抗効果素子は、上述したように大きな交換結合力が得られる交換結合膜を具備しているので、磁界検出用センサ、再生用磁気ヘッドなどの磁気抵抗効果素子を用いた種々のデバイスに適用できる。

フロントページの続き

(51)Int. Cl. <sup>6</sup> H O 1 L 43/10	識別記号	庁内整理番号	F I G O 1 R 33/06	技術表示箇所 R
(72)発明者 船山 知己 神奈川県川崎市幸区小向東芝町 1 番地 株 式会社東芝研究開発センター内			(72)発明者 岩崎 仁志 神奈川県川崎市幸区小向東芝町 1 番地 株 式会社東芝研究開発センター内	
(72)発明者 斉藤 和浩 神奈川県川崎市幸区小向東芝町 1 番地 株 式会社東芝研究開発センター内			(72)発明者 佐橋 政司 神奈川県川崎市幸区小向東芝町 1 番地 株 式会社東芝研究開発センター内	

# PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 09-148132

(43)Date of publication of application : 06.06.1997

(1)Int.Cl.

H01F 10/30  
C22C 22/00  
C22C 28/00  
G01R 33/09  
H01L 43/08  
H01L 43/10

(1)Application number : 07-324174

(71)Applicant : TOSHIBA CORP

(2)Date of filing : 13.12.1995

(72)Inventor : FUKUYA HIROMI  
KAMIGUCHI YUZO  
HASHIMOTO SUSUMU  
FUNAYAMA TOMOKI  
SAITO KAZUHIRO  
IWASAKI HITOSHI  
SAHASHI MASASHI

(10)Priority

riority number : 06308630  
07244554

Priority date : 13.12.1994  
22.09.1995

Priority country : JP

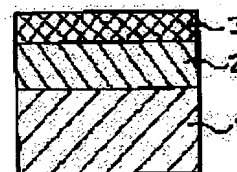
JP

## (4) EXCHANGE BOND FILM AND MAGNETORESISTANCE EFFECT ELEMENT

(7)Abstract:

ROBLEM TO BE SOLVED: To manufacture the title film having excellent corrosion resistance and sufficient exchange force with ferromagnetic film even in high temperature region by a method wherein an anti-ferromagnetic film is at least partially face-centered cubic crystalline structured to be composed of IrMn alloy represented by a specific formula.

OLUTION: A ferromagnetic in the composition of  $\text{Co}_{81}\text{Fe}_9\text{Pd}_{10}$  is formed on a substrate 1. Next, an anti-ferromagnetic film 3 made of IrMn alloy represented by  $\text{IrMn}_{100-x}$  ( $x$  in at%,  $2 \leq x \leq 80$ ) is formed. At this time, within an exchange bond film, both ferromagnetic film 2 and anti-ferromagnetic film 3 are face centered cubic crystalline structured to be (100) orientated. Furthermore, it is recommended to use IrMn alloy in the composition represented by  $\text{IrMn}_{100-x}$ , ( $2 \leq x \leq 35$ ,  $60 \leq x \leq 40$ ) as well as  $\text{IrMn}_{100-x}$  ( $15 \leq x \leq 35$ ) in the exchange bond film.



LEGAL STATUS

Date of request for examination]

26.07.1996

late of sending the examiner's decision of rejection]

ind of final disposal of application other than the  
 examiner's decision of rejection or application converted  
 registration]

late of final disposal for application]

Patent number] 2672802

late of registration] 11.07.1997

Number of appeal against examiner's decision of  
 rejection]

late of requesting appeal against examiner's decision  
 of rejection]

late of extinction of right]

## NOTICES \*

Japan Patent Office is not responsible for any damages caused by the use of this translation.

This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

\*\*\*\* shows the word which can not be translated.

In the drawings, any words are not translated.

---

LAIMS

---

Claim(s)]

Claim 1] The switched connection film with which it is the switched connection film which comes to carry out the laminating of a ferromagnetic film and the antiferromagnetic substance film, and the aforementioned antiferromagnetic substance film is characterized by the bird clapper from  $\text{IrMn}$  alloy by which the at least 1 section has the crystal structure of a face-centered cubic system, and composition is expressed with a general formula and  $\text{Ir}_x\text{Mn}_{100-x}$  they are the inside of a formula, and the value with which  $x$  are at% and it is satisfied of  $2 \leq x \leq 80$ ).

Claim 2] It is the switched connection film which is a switched connection film according to claim 1, and is characterized by Above  $x$  being a value with which are satisfied of  $5 \leq x \leq 40$ .

Claim 3] It is a switched connection film according to claim 1. further the aforementioned  $\text{IrMn}$  alloy nickel, Cu, Ru, Rh, Ta, Nb, Cr, Si, Al and W, Zr, The switched connection film characterized by including less than 50 at% ] for at least one sort chosen from the group of Ga, In, Sn, V, Mo, Re, Co, Ru and Rh, Ir, and Pt, and Os, Ag, Cd, Zn, Au and N to  $\text{IrMn}$  alloy 100 at%.

Claim 4] It is the switched connection film characterized by being a switched connection film according to claim 1, and the aforementioned ferromagnetic film and the antiferromagnetic substance film containing Fe.

Claim 5] It is the switched connection film with which it is a switched connection film according to claim 1, and the aforementioned ferromagnetic is characterized by the bird clapper from Co which has the crystal structure or hexagonal closest-packed-crystal structure of a face-centered cubic system, or Co system alloy.

Claim 6] It is the switched connection film characterized by being a switched connection film according to claim 5, and the aforementioned Co system alloy containing Pd further.

Claim 7] The switched connection film which is a switched connection film according to claim 1, and is characterized by making Fe or Fe alloy placed between the interfaces of the aforementioned ferromagnetic film and the aforementioned antiferromagnetic substance film.

Claim 8] It is the switched connection film which it is the switched connection film which comes to carry out the laminating of a ferromagnetic film and the antiferromagnetic substance film, and the aforementioned antiferromagnetic substance film consists of an  $\text{IrMn}$  alloy by which composition is expressed with a general formula and  $\text{Ir}_x\text{Mn}_{100-x}$ , and is characterized by for  $x$  in a formula being atomic% and being a value with which it is satisfied of either among  $2 \leq x \leq 35$  and  $60 \leq x \leq 80$ .

Claim 9] The switched connection film with which it is a switched connection film according to claim 8, and the aforementioned antiferromagnetic substance is characterized by the at least 1 section having the crystal structure of a face-centered cubic system.

Claim 10] It is the switched connection film which is a switched connection film according to claim 8, and is characterized by Above  $x$  being a value with which are satisfied of  $5 \leq x \leq 35$ .

Claim 11] It is the switched connection film which it is the switched connection film which comes to carry out the laminating of a ferromagnetic film and the antiferromagnetic substance film, and the aforementioned antiferromagnetic substance film consists of an  $\text{IrMnFe}$  alloy expressed with general formula  $(\text{Ir}_x\text{Mn}_{1-x'})_{100-y}\text{Fe}_y$ , and is characterized by the inside of a formula, the numeric value with which  $x'$  is an atomic ratio and it is satisfied of  $0.02 \leq x' \leq 0.80$ , and  $y$  being values with which it is satisfied of  $0 < y < 30$  at%.

Claim 12] The switched connection film characterized by being a switched connection film according to claim 1, and being the sandwiches film with which the ferromagnetic film which carries out a laminating to the aforementioned antiferromagnetic substance film consists of a ferromagnetic, non-magnetic material, and a ferromagnetic.

Claim 13] The switched connection film characterized by being a switched connection film according to claim 8, and being the sandwiches film with which the ferromagnetic film which carries out a laminating to the aforementioned antiferromagnetic substance film consists of a ferromagnetic, non-magnetic material, and a ferromagnetic.

claim 14] The switched connection film characterized by being a switched connection film according to claim 11, and  
ing the sandwiches film with which the ferromagnetic film which carries out a laminating to the aforementioned  
tiferromagnetic substance film consists of a ferromagnetic, non-magnetic material, and a ferromagnetic.  
claim 15] The magnetoresistance-effect element characterized by providing the electrode for energizing current on a  
romagnetic film at least among a switched connection film according to claim 1 and the aforementioned switched  
nnection film.

---

ranslation done.]

## NOTICES \*

pan Patent Office is not responsible for any  
 mages caused by the use of this translation.

This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

\*\*\*\* shows the word which can not be translated.

In the drawings, any words are not translated.

---

 DETAILED DESCRIPTION
 

---

## Detailed Description of the Invention]

001]

he technical field to which invention belongs] this invention relates to magnetoresistance-effect elements possessing  
 a switched connection film using the switched connection of an antiferromagnetic substance film and a ferromagnetic  
 film, and this switched connection film, such as a sensor for magnetic field detection, and the magnetic head for  
 production.

002]

Description of the Prior Art] Research of the magnetic head using the magnetoresistance-effect element as a head for  
 production in high-density magnetic recording is advanced for some time. Now, as a magnetoresistance-effect  
 element material, the 80at%nickel-20at%Fe (common-name; permalloy) alloy thin film is used for - \*\*. Furthermore,  
 artificial grid films and spin bulb films, such as n which shows the huge magnetoresistance effect (Co/Cu), attract  
 attention as a material which changes to this in recent years.

003] By the way, since the magnetoresistance-effect film using such material has a magnetic domain, the Barkhausen  
 noise resulting from this poses a big problem after utilization, and the method of forming a magnetoresistance-effect  
 film into a single magnetic domain is examined variously. There is the method of controlling the magnetic domain of a  
 magnetoresistance-effect film in the specific direction to the - \*\* using the switched connection of the  
 magnetoresistance-effect film and antiferromagnetic substance film which are a ferromagnetic film, and the gamma-  
 FeMn alloy is known as an antiferromagnetic substance material here more widely than before (for example, U.S. Pat.  
 No. 4103315 and U.S. Pat. No. 5315468).

004] Furthermore, in recent years, in order to carry out the pin stop of the magnetization of the magnetic film of a  
 spin bulb film, the technology of using the switched connection of an antiferromagnetic substance film and a  
 ferromagnetic film has also spread. Many gamma-FeMn alloys are used also for this purpose as an antiferromagnetic  
 substance material.

005]

Problem(s) to be Solved by the Invention] However, corrosion resistance and the corrosion especially to water are  
 problems, and a gamma-FeMn alloy has the problem with the yield very bad as an element that the switched  
 connection force with a magnetoresistance-effect film deteriorates still with time, by the corrosion in the processing  
 process of a magnetoresistance-effect element, and corrosion by the moisture in the atmosphere.

006] Moreover, in the antiferromagnetic substance film which consists of a gamma-FeMn alloy, there is also a  
 trouble that change of the switched connection force with the ferromagnetic film by temperature environment is large.  
 That is, since the temperature of the element section rises even before and after 80 degrees C at the time of operation of  
 the magnetic head, although the blocking temperature which is the temperature at which the switched connection force  
 of a ferromagnetic film and an antiferromagnetic substance film is lost has a desirable thing high as much as possible,  
 since the blocking temperature of a gamma-FeMn alloy system is 200 degrees C or less, it has the problem that long-  
 term reliability is missing.

007] moreover -- for example, the example using the example which used other gamma-Mn alloys other than  
 gamma-FeMn alloys, such as PtMn and a RhMn alloy, as an antiferromagnetic substance film, NiO of an oxide system,  
 etc. is boiled and indicated by U.S. Pat. No. 4103315 However, by the antiferromagnetic substance film which consists  
 of gamma-Mn alloys, such as these PtMn(s) and a RhMn alloy, the switched connection force with a ferromagnetic  
 film is not enough, the antiferromagnetic substance film which consists of oxides, such as NiO, on the other hand is  
 inferior to thermal stability, and the switched connection force with the ferromagnetic film under the elevated  
 temperature of about 100 degrees C or more is unstable. And oxide systems, such as NiO, have high electric resistance,  
 and since they cannot take out a direct electrode from this portion, they also have the fault that element structure



comes complicated.

008] Furthermore, if an antiferromagnetic substance film is formed with theta-Mn alloys, such as a NiMn alloy which has the crystal structure of a face-centered tetragon system, it is shown in U.S. Pat. No. 5315468 also for the pyrosphere that the switched connection force of an antiferromagnetic substance film and a ferromagnetic film does not decline.

009] However, about such an antiferromagnetic substance film, about 250-degree C \*\*\*\*\* in an elevated temperature becomes indispensable in the state [ having formed membranes (as-depo.) ] for the switched connection force with the ferromagnetic film to be very small, and for the switched connection force to be satisfied enough. Therefore, when these antiferromagnetic substance films are used, a manufacture process will turn complicated, as a result the manufacture yield, the fall of reliability, etc. will be caused.

010] As mentioned above, although the antiferromagnetic substance film had been used in order to obtain switched connection with ferromagnetic films, such as reduction of the Barkhausen noise of for example, a magnetoresistance-effect element, the conventional antiferromagnetic substance film was difficult for especially the thing for which there is a problem in the switched connection force with the ferromagnetic film in an elevated temperature, its corrosion resistance, etc., and a switched connection film with good reliability is manufactured with the sufficient yield.

011] this invention is equipped with the antiferromagnetic substance film which was made in order to cope with such a problem, has the switched connection force with ferromagnetic films enough also by the pyrosphere, and was excellent in corrosion resistance, and it aims at offering a switched connection film with good reliability, and the magnetoresistance-effect element which can obtain the output which came to provide this switched connection film and was stabilized over a long period of time while a manufacture process is simple.

012]

[Means for Solving the Problem] It is the value which the 1st switched connection film concerning this invention is a switched connection film which comes to carry out the laminating of an antiferromagnetic substance film and the ferromagnetic film, and is that to which the aforementioned antiferromagnetic substance film is characterized by the crystal clapper from iotarMn alloy by which the at least 1 section has the crystal structure of a face-centered cubic system, and composition is expressed with a general formula and  $\text{iotarxMn } 100-x$  and with which  $x$  is at% here and it is satisfied of  $2 \leq x \leq 80$ .

013] The 2nd switched connection film concerning this invention is a switched connection film which comes to carry out the laminating of an antiferromagnetic substance film and the ferromagnetic film, and the aforementioned antiferromagnetic substance film consists of an IrMn alloy by which composition is expressed with a general formula and  $\text{iotarxMn } 100-x$ , and it is characterized by for  $x$  in a formula being atomic% and being a value with which it is satisfied of either among  $2 \leq x \leq 35$  and  $60 \leq x \leq 80$ .

014] The 3rd switched connection film concerning this invention is a switched connection film which comes to carry out the laminating of an antiferromagnetic substance film and the ferromagnetic film, and the aforementioned antiferromagnetic substance film consists of an IrMn alloy expressed with general formula  $(\text{iotarx}'\text{Mn}1-x') 100-y\text{Fe}y$ , and it is characterized by for  $x'$  being an atomic ratio and the numeric value with which are satisfied of 0.02  $\leq x' \leq 0.80$ , and  $y$  being values with which it is satisfied of  $0 < y < 30$  at% among a formula.

0015] Furthermore, the magnetoresistance-effect element of this invention is characterized by providing the electrode for energizing current on a ferromagnetic film at least among these switched connection film and the aforementioned switched connection film.

0016] That is, this invention is characterized by using the IrMn alloy which has the specific crystal structure and composition on the antiferromagnetic substance film in a switched connection film.

0017] Hereafter, this invention is explained in detail.

0018] The first switched connection film concerning this invention is equipped with the basis tree structure by which laminating formation of the antiferromagnetic substance film which consists of an IrMn alloy, and the ferromagnetic film was carried out.

0019] At this time, a pyrosphere can also acquire the switched connection force big enough by carrying out laminating formation of the antiferromagnetic substance film which consists of an IrMn alloy by which especially the at least 1 section has the crystal structure of a face-centered cubic system, and composition is expressed with  $\text{IrxMn } 100-x$  ( $2 \leq x \leq 80$ ) with a ferromagnetic film.

0020] That is, since it has a high Neel temperature when it has the crystal structure of a face-centered cubic system, the blocking temperature at the time of applying to a switched connection film equipped with basic structure which was mentioned above of an IrMn alloy is also high, its reliability of the switched connection film obtained as a result improves, and it has sufficient switched connection force with a ferromagnetic film.

0021] And especially the IrMn alloy that has the crystal structure of a face-centered cubic system when using the

itched connection of a ferromagnetic film and an antiferromagnetic substance film for magnetic-domain control of a ferromagnetic film as a magnetoresistance-effect film, magnetization fixing of the pinning layer of a spin bulb film, is usually desirable also in respect of grid adjustment with the ferromagnetic film which forms the crystal structure of a face-centered cubic system or a method \*\* [ of six ] dense system similarly.

022] on the contrary, the IrMn alloy which has the crystal structure of a face-centered tetragon system -- the ratio of lattice constant of c axis and an a-axis -- the ferromagnetic film with which the lattice constant of a shaft magnetizations is about 0.3nm Suemitsu on [ very large ] 1.355, and c/a forms in - \*\* the crystal structure of the face-centered cubic system whose lattice constant is about 0.35nm has low grid adjustment, and sufficient switched connection force is hard to be acquired By the 1st switched connection film concerning this invention, while being a face-centered cubic system as the crystal structure mentioned above, the IrMn alloy which has the composition expressed with  $\text{Ir}_x\text{Mn}_{100-x}$  ( $2 \leq x \leq 80$ ) is used for an antiferromagnetic substance film. It is because antiferromagnetism will become weaker in composition with few amounts of Ir(s) in an IrMn alloy if there are many methods of - with the inclination for the corrosion resistance to fall, and amounts of Ir(s), if it becomes what. In addition, in this invention, the composition range of a still more desirable IrMn alloy is  $5 \leq x \leq 40$ .

023] The 2nd switched connection film concerning this invention is a switched connection film which comes to carry out the laminating of an antiferromagnetic substance film and the ferromagnetic film, the aforementioned antiferromagnetic substance film consists of an IrMn alloy by which composition is expressed with a general formula  $\text{Ir}_x\text{Mn}_{100-x}$ , and the amount of Ir(s) is characterized by being within the limits of 2 to 35at(s)% of within the limits, and a within the limits paddle gap of 60 to 80at(s)%. Generally a IrMn alloy becomes stable [ crystal \*\*\*\* of a face-centered tetragon system ] in [ composition ]  $35 < x < 60$ .

024] Therefore, in the switched connection film of the 2nd \*\* concerning this invention, it is more desirable to use  $\text{Ir}_x\text{Mn}_{100-x}$  ( $2 \leq x \leq 35$ ,  $60 \leq x \leq 80$ ) and the IrMn alloy of the composition further expressed with  $\text{Ir}_x\text{Mn}_{100-x}$  ( $15 \leq x \leq 35$ ).

025] However, on the magnetoresistance-effect film which makes a subject films, Fe, Co and nickel, these alloys, such as Cu whose crystal structure is a face-centered cubic system, when growing up an IrMn alloy in shrimp AKISHARU, the antiferromagnetic substance film which consists of an IrMn alloy which has the crystal structure of a face-centered cubic system also in [ composition ]  $35 < X < 60$  can be formed.

026] That is, in this invention, if an antiferromagnetic substance film is formed with the IrMn alloy which has the crystal structure of a face-centered cubic system, even if it is the composition range [ as / in the 1st switched connection film concerning this invention ] of  $35 < X < 60$  which the IrMn alloy mentioned above, it will not interfere especially.

027] x' of the antiferromagnetic substance film in the 3rd switched connection film concerning this invention is an atomic ratio in general formula ( $\text{Ir}_x\text{Mn}_{1-x}$ )  $100-y\text{Fe}_y$  and here, and the numeric value with which are satisfied of  $0.02 \leq x' \leq 0.80$ , and y are values with which are satisfied of  $0 < y < 30$  at%.

028] That is, the antiferromagnetic substance film in the 3rd switched connection film concerning this invention consists of alloy composition which added Fe to the IrMn alloy which constitutes the antiferromagnetic substance film in the 1st exchange switched connection film concerning this invention.

029] The reason for making the value of x' or more into 0.02 here is for the corrosion resistance of an antiferromagnetism film to fall, if less than 0.02 and Ir are lessened, and for the blocking temperature of an antiferromagnetic substance film to fall, if Ir increases exceeding 0.08. The more desirable range is  $0.05 \leq x' \leq 0.40$ .

030] Fe has the operation which makes good grid adjustment with the ferromagnetic film of an antiferromagnetic substance film, and enlarges the switched connection force. However, since corrosion resistance will fall greatly if y becomes above about 30, y carries out to less than 30. The more desirable range of y is  $0.01 \leq y \leq 25$ .

031] the antiferromagnetic substance film which constitutes a switched connection film also in the 3rd switched connection film concerning this invention, and a ferromagnetic film -- it is desirable that all have face-centered cubic (fcc) structure Furthermore, in the one embodiment of this invention, since the ferromagnetic film and the antiferromagnetic substance film are carrying out plane orientation (111), a ferromagnetic film does not interfere by method \*\*\*\*\* of six, either. In addition, as mentioned above about the 1st and 2nd switched connection films concerning this invention, the lattice constant a of the IrMn system alloy of this face-centered tetragon into which an  $\text{Ir}_x\text{Mn}_{1-x}$  system alloy has face-centered tetragon (fct) structure in  $0.35 < x' < 0.60$  in bulk is as small as 0.273nm, and its ratio of c/a is quite as large as 1.355. The lattice constant a of the ferromagnetic which, on the other hand, has face-centered cubic (fcc) structure is before and after 0.35nm. For this reason, if a  $100(\text{Ir}_x\text{Mn}_{1-x})-y\text{Fe}_y$  ( $0.35 < x' < 0.60$ ) alloy is used as an antiferromagnetic substance film, grid adjustment with a ferromagnetic will be expected that are bad and it becomes difficult to acquire sufficient switched connection force.

032] However, if such a  $100(\text{Ir}_x\text{Mn}_{1-x})-y\text{Fe}_y$  alloy of the range of  $0.35 < x' < 0.60$  also carries out

ITARUKISHA growth of films, Fe, Co and nickel, and these alloys, such as Cu which has face-centered cubic structure, on the magnetoresistance-effect film made into a subject, it can form the antiferromagnetic substance film which has face-centered cubic structure.

033] Moreover, in the 3rd switched connection film, even if the concentration distribution of Fe which meets in the section of thickness of the antiferromagnetic substance film which consists of  $100(\text{IrMn}^{1-x})\text{-yFe}$  is uniform, an uniformity (composition modulation film) is sufficient as it. For example, in the interface side with the ferromagnetic film of an antiferromagnetic substance film, or the front face of this and an opposite side, the concentration of Fe may be high, and concentration may be high in the center section of the antiferromagnetic substance film.

034] However, from the switched connection force and a corrosion resistance viewpoint, it is desirable near the surface of an antiferromagnetic substance film and a ferromagnetic film for Fe concentration to be high. Moreover, a continuous change is sufficient also as the method of change of Fe concentration in an antiferromagnetic substance film, and a gradual change is sufficient.

035] In the 1st, the 2nd, and 3rd switched connection films furthermore applied to this invention As opposed to the IrMn alloy used for an antiferromagnetic substance film nickel, Cu, Ta, and Y. You may carry out addition content of the addition components, such as Pt, Rh, Ti, Nb, Cr, Si, Al, W, Zr and Ga, Bi, In, Sn, V, Mo, Re, Co, Ru and Ni, Rh, and germanium, Os, Ag, Cd, Zn, Au, N.

036] That is, although the antiferromagnetic substance film in this invention is using the crystal structure as mentioned above, and the IrMn alloy which has composition and good corrosion resistance has already been acquired, its magnetic field and its corrosion resistance improve by carrying out addition content of such an addition component.

037] However, since there is a possibility that the switched connection force of a switched connection film may decline when addition content of the addition component is carried out so much to remainder the composition as which these loadings are expressed in  $\text{IrMn}^{100-x}$  ( $2 \leq x \leq 80$ ) -- receiving -- less than [ 50at% ] -- in the case of Cu, Ta, Pt, Ti, Nb, Cr and Si, Al, and W, Zr and Mo, by less than [ 30at% ] and N, it is set as less than [ 20at% ] still more preferably

038] Moreover, if it is the same and the addition of these elements exceeds 50at(s)% also to the IrMnFe alloy in the 3rd switched connection film, the switched connection force of a switched connection film will decline.

039] Moreover, it is desirable that the at least 1 section of the antiferromagnetic substance film which consists of an IrMn alloy (an IrMnFe alloy included) has a rule phase by the switched connection film of this invention. This is because it becomes possible to increase the switched connection force of an antiferromagnetic substance film and a ferromagnetic film while a Neel point goes up by rule-izing the atomic arrangement of the antiferromagnetic substance film which consists of an IrMn alloy, as a result the blocking temperature of a switched connection film is raised and its reliability improves.

040] In addition, although the as-depo. state immediately after forming an antiferromagnetic substance film usually has a dominant irregular phase when forming an antiferromagnetic substance film like this invention with the IrMn alloy which has crystal structure of a face-centered cubic system, on a rule phase and a concrete target, a  $\text{Cu}_3\text{Au}$  type rule phase can be generated by performing heat treatment of an about [ 100micron-300 degree C ]. Moreover, generation of such a rule phase can be easily checked by analyzing by the X diffraction here.

041] On the other hand, although it is not limited, the magnetoresistance-effect film which forms the crystal structure of the face-centered cubic system of an anisotropy magnetoresistance-effect film, an artificial grid film, a spin bulb film, a huge magnetoresistance-effect film called a granular membrane or a method of six dense system is desirable in respect of grid adjustment with an antiferromagnetic substance film as it mentioned above especially the ferromagnetic film in this invention. The magnetoresistance-effect film which specifically made the subject the alloy containing at least one sort of Fe, Co, and nickel is illustrated. Moreover, it is desirable to contain Fe in a ferromagnetic film. It is advantageous, when enlarging the switched connection force of a ferromagnetic film and an antiferromagnetic substance film, if Fe is contained in the ferromagnetic film.

042] However, especially about the magnetoresistance-effect film which made Co or Co system alloy the subject, the very high switched connection film of the blocking temperature for using it for the magnetic head etc. can be obtained by carrying out laminating formation with the antiferromagnetic substance film which consists of an IrMn alloy which has the crystal structure of a face-centered cubic system.

043] Moreover, it is very suitable when big resistance rate of change is obtained, and applying to the magnetic head etc. moreover since thermal stability is also good, in using the artificial grid film and spin bulb film which have multilayer structure, such as Co system alloy magnetic film and Cu nonmagnetic membrane, as magnetoresistance-effect films.

044] The thermal stability of a magnetoresistance-effect film which has the above multilayer structure is explained

ther.

[045] For example, in the multilayer structure of a NiFe magnetic film and Cu nonmagnetic membrane, it will generate in nickel and Cu(s) being all rate dissolution systems, if exposed to the temperature of about 200 degrees C at the processing process of a magnetoresistance-effect element etc., diffusion will arise with the question of a NiFe magnetic film and Cu nonmagnetic membrane, and the resistance rate of change of a magnetoresistance-effect film will fall. On the other hand, in the multilayer structure of Co system alloy magnetic film and Cu nonmagnetic membrane, since Co and Cu are non-dissolving systems, even if a magnetoresistance-effect film is heated to about 350 degrees C in the processing process of a magnetoresistance-effect element, the resistance rate of change hardly falls.

[046] In addition, it is also possible to heighten the blocking temperature and the switched connection force of a switched connection film which is the ferromagnetic film which becomes the interface of the ferromagnetic film and an antiferromagnetic substance film which do not contain Co from Co or Co system alloy in this invention is made to intervene, and are acquired.

[047] Moreover, you may carry out laminating formation of the ferromagnetic film which does not contain Co, and an antiferromagnetic film which consists of Co or a Co system alloy so that an antiferromagnetic substance film may be inserted in between at this time.

[048] A ferromagnetic film can also be made to carry out addition content of the addition component from a viewpoint which furthermore raises grid adjustment with the antiferromagnetic substance film which consists of magnetic properties and the IrMn alloy of a ferromagnetic film in this invention. Moreover, also about the ferromagnetic film which consists of a NiFe system alloy, combination of the addition component from same viewpoint is possible. In this case, when raising grid adjustment with an antiferromagnetic substance film, need to continue an addition component, it does not need to be blended with the whole ferromagnetic film, and it should just be ended near the interface with an antiferromagnetic substance film at least.

[049] In addition, the thickness of the antiferromagnetic substance film in this invention will not be limited especially if it is the range which discovers antiferromagnetism. However, in order to acquire the big switched connection force, it is desirable for the thickness of an antiferromagnetic substance film to be thicker than the thickness of a ferromagnetic film. From the viewpoint of the stability of the switched connection force after heat treatment, it is still more desirable that it is about 10nm or less preferably about 15nm or less. It is desirable that it is about 3nm or less from a viewpoint with the same still more nearly said of ferromagnetic thickness. Moreover, at least, laminating formation is carried out and a section should just be carrying out switched connection of such an antiferromagnetic substance film and the ferromagnetic film.

[050] A certain thing of the antiferromagnetic substance film of the switched connection film in this invention is still more desirable about 3nm or more, and, as for the ferromagnetic film by which pinning is carried out, it is desirable that it is about 1nm or more.

[051] The switched connection film of this invention is formed for example, on a substrate by the well-known membrane formation methods, such as a vacuum deposition, a sputter, and the MBE method. Under the present circumstances, in order to give the direction anisotropy of - to the switched connection of an antiferromagnetic substance film and a ferromagnetic film, membranes may be formed in a magnetic field or \*\*\*\*\* in a magnetic field may be performed. Such \*\*\*\*\* is effective in order to make a rule phase which was mentioned above generate. Furthermore, in the magnetoresistance-effect element using the spin bulb film, and the magnetic head, you may perform orthogonalization heat treatment which carries out magnetization of the free layer of a ferromagnetic film, and a pin layer in the rectangular direction.

[052] In addition, when Fe is contained in the ferromagnetic film in this case, in case it is heat treatment, Fe is spread toward an antiferromagnetic substance film from a ferromagnetic film, a diffusion layer arises in both interface, Fe concentration in an interface increases, and the switched connection force can be heightened further.

[053] In addition, the IrMnFe antiferromagnetic substance film of the 3rd switched connection film concerning this invention can also be formed by annealing, after carrying out the laminating of the IrMn film which does not contain a ferromagnetic film and Fe using diffusion of Fe toward an antiferromagnetic substance film from the above ferromagnetic films. Moreover, when using the ferromagnetic film which does not contain Fe, the layer which makes Fe a principal component may be made to intervene between the ferromagnetic film which does not contain Fe, and the IrMn antiferromagnetic substance film which does not contain Fe, and an IrMnFe antiferromagnetic substance film may be formed by annealing after membrane formation. Thus, as for the layer thickness which makes a principal component Fe between which an interface is made to be placed, it is desirable to be referred to as 5nm or less and 20nm or less. If Fe of one or more atomic layers exists in the interface of the IrMn and the ferromagnetic film which furthermore do not contain Fe, the switched connection force will increase. Moreover, a ferromagnetic film can heighten the switched connection force to IrMnFe similarly by making Fe placed between interfaces, excluding Fe,

en there are few contents of Fe. Although an effect will be demonstrated if there are one or more atomic layers of Fe  
 ers in this case, if about 5nm is exceeded, the switched connection force will become weak. As a substrate in which  
 switched connection film of this invention is made to form, single crystal substrates, such as amorphous substrates,  
 h as glass and a resin, Si, MgO,  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , and various ferrites, an orientation substrate, a sintered carrier, etc. can  
 used, and it is not limited especially. Moreover, in order to raise the crystallinity of an antiferromagnetic substance  
 n or a ferromagnetic film, you may prepare a ground layer with a thickness of 1-100nm on a substrate. Although it  
 d not be limited especially if a ground layer raises the crystallinity of an antiferromagnetic substance film or a  
 romagnetic film, amorphous metals, such as noble metals, such as rhod and rhot, and CoZrNb, and the metal which  
 the crystal structure of a face-centered cubic system, and an alloy can be used, for example.

054] Furthermore, the magnetoresistance-effect element of this invention prepares the electrode for energizing  
 rent on a ferromagnetic film at least to a switched connection film which was mentioned above. As an electrode,  
 , alphas, Au, alphas, and these alloys are used, for example. Even if it forms an electrode with the gestalt which  
 nds [ ferromagnetic ] an antiferromagnetic substance film etc. also with the gestalt which contacts directly, it is not  
 ed about here.

055] Thus, since the switched connection film of this invention possesses the switched connection film with which  
 big switched connection force is acquired as mentioned above, it is applicable to the various devices using  
 magnetoresistance-effect elements, such as a sensor for magnetic field detection, and the magnetic head for  
 production.

056] In addition, in the magnetoresistance-effect element of this invention, the switched connection force of an  
 tiferromagnetic substance film and a ferromagnetic film is also applicable not only to magnetic-domain control of  
 magnetoresistance-effect film which is a ferromagnetic film, i.e., the Barkhausen noise removal in a  
 magnetoresistance-effect element, but magnetization fixing over the artificial grid film and spin bulb film as a  
 magnetoresistance-effect film etc.

057] [Embodiments of the Invention] Next, this invention is explained using an example.

058] The switched connection film of this invention which consists of an antiferromagnetic substance film and a  
 romagnetic film using example 1 RF magnetron-sputtering equipment was manufactured. Here, drawing of  
 ngitudinal section of the switched connection film of such this invention is shown in drawing 1. The  
 tiferromagnetic substance film 3 which specifically consists the ferromagnetic film 2 of the composition which  
 mes  $\text{Co}_{81}\text{Fe}_9\text{Pd}_{10}$  first on the Cth page substrate 1 of sapphire of an IrMn alloy by which composition is expressed  
 ith  $\text{Ir}_x\text{Mn}_{100-x}$  ( $x = 1, 15, 25, 35, 45, 55, 65, 75, 85$ ) subsequently to the thickness of 5nm was formed in the  
 agnetic field in thickness of 15nm, respectively, and nine kinds of samples were obtained. Especially heating of a  
 bstrate was not performed at this time. It was observed that the ferromagnetic film 2 and the antiferromagnetic  
 bstance film 3 are forming and (111) carrying out orientation of the crystal structure of a face-centered cubic system  
 out these switched connection films when the crystal structure and its orientation direction are investigated by the X  
 ffraction.

059] The obtained magnetization curve of the direction a of an easy axis of a switched connection film (the direction  
 f a magnetic field at the time of membrane formation) and the direction b of hard axis is shown in drawing 2. The  
 alue in [ c ] drawing is equivalent to an exchange bias magnetic field ( $H_{\text{ex}}$ ), and the IrMn alloy composition  
 ependency of  $H_{\text{ex}}$  which carried out in this way and was calculated is further shown in drawing 3. Each switched  
 onnection film with which the IrMn alloy of composition within the limits of  $2 \leq x \leq 80$  specified by this invention  
 mong the samples obtained here was used as an antiferromagnetic substance film has sufficient exchange bias  
 agnetic field the passage clear from drawing 3.

060] On the other hand,  $H_{\text{ex}}$  of the same switched connection film of structure which used the gamma-FeMn alloy  
 or the antiferromagnetic substance film was about 14 kA/m in the composition which showed the highest value and  
 hich becomes  $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ , and in the switched connection film of this invention, when an antiferromagnetic substance  
 lm was formed using a gamma-FeMn alloy, that the above switched connection force is acquired made it clear.

061] Moreover, the result which measured the blocking temperature of these switched connection films is shown in  
 rawing 4 as an IrMn alloy composition dependency like drawing 3. As shown in drawing, blocking temperature  
 xceeds 200 degrees C and the reliability of the switched connection film of this invention which has exchange bias  
 agnetic field sufficient in drawing 3 is also good. On the other hand, it was a value with blocking temperature  
 adequate in the case of the switched connection film which used the gamma-FeMn alloy for the antiferromagnetic  
 bstance film, when acquiring 190 degrees C and long-term reliability.

On Si (100) substrate by which the front face was covered with example 2 thermal-oxidation  $\text{SiO}_2$  film The  
 antiferromagnetic substance film of 15nm thickness it is thin from the IrMn alloy by which composition is expressed

1 Ir<sub>x</sub>Mn 100-x (x= 1, 15, 25, 35, 45, 50, 55, 65, 75, 85), Ten kinds of switched connection film samples were manufactured like the example 1 except having formed the ferromagnetic film of 5nm thickness in this order by the composition which becomes Co<sub>81</sub>Fe<sub>9</sub>Pd<sub>10</sub>.

062] When the crystal structure of these switched connection films was investigated by the X diffraction, it was observed that a face-centered tetragon system and other antiferromagnetic substance films form the crystal structure of face-centered cubic system in the antiferromagnetic substance film which consists of an Ir ratio x= 45 and an IrMn alloy of 50 and 55.

063] About the obtained switched connection film, the exchange bias magnetic field (H<sub>u</sub>) and the IrMn alloy composition dependency of blocking temperature were measured like the example 1. A result is shown in drawing 5 and drawing 6. About each sample of atomic %x=45 of Ir in the IrMn alloy with which the crystal structure of a face-centered tetragon system was formed [ composition within the limits of 2<=x<=80 ] for atomic %x of Ir in the IrMn alloy used for the antiferromagnetic substance film, and 50 and 55, an exchange bias magnetic field and blocking temperature were falling remarkably here as shown in drawing.

064] Therefore, the crystal structure of a face-centered cubic system being easy to be formed, and being suitably used as an antiferromagnetic substance film in the switched connection film of this invention rather than the case where the IrMn alloy which has especially composition of Ir<sub>x</sub>Mn 100-x (2<=x<=35, 60<=x<=80) has atomic %x of Ir 35< x<60, was checked.

065] the IrMn alloy which has composition of Ir<sub>25</sub>Mn<sub>75</sub> in the antiferromagnetic substance film which consists of an IrMn alloy which has the crystal structure of example 3 face-centered cubic system -- receiving -- nickel, Cu, Ta, Hf, Ti, Nb, and Cr -- an addition component -- carrying out -- respectively -- 10at(s)% -- the sample of eight kinds of switched connection films was manufactured like the example 1 except having carried out addition content

066] Then, the corrosion resistance test was performed to these switched connection films. The incidence rate of the corrosion pit after leaving the aforementioned sample underwater as an examination one whole day and night was investigated.

067] These test results are shown in drawing 7. In addition, the sample which used the IrMn alloy which has composition of Ir<sub>25</sub>Mn<sub>75</sub>, Ir<sub>70</sub>Mn<sub>30</sub>, and Ir<sub>50</sub>Mn<sub>50</sub> among the switched connection film manufactured in the example 1 or drawing 7 as an antiferromagnetic substance film, The result which performed the above-mentioned corrosion resistance test also with the sample which used the alloy which replaces with an IrMn alloy as an example of comparison at a row, and has Fe<sub>50</sub>Mn<sub>50</sub> and (Fe<sub>0.5</sub>Mn<sub>0.5</sub>) the composition which becomes 89.5Ir10.5 as an antiferromagnetic substance film was written together.

068] When the sample equipped with the antiferromagnetic substance film which made the IrMn alloy the subject and the very low incidence rate of a corrosion pit compared with the case where a FeMn system alloy is used for an antiferromagnetic substance film and addition content of the aforementioned addition component was carried out from drawing 7 especially to the IrMn alloy, it became clear that the incidence rate of a corrosion pit is reduced much more.

069] As opposed to the IrMn alloy which has composition of Ir<sub>25</sub>Mn<sub>75</sub> in the switched connection film row which used the IrMn alloy which has composition of aforementioned Ir<sub>25</sub>Mn<sub>75</sub> as an antiferromagnetic substance film moreover, nickel, Cu, Ta, Hf, Pd, Ti, Nb, and Cr -- an addition component -- carrying out -- respectively -- 10at(s)% -- the switched connection film which used the antiferromagnetic substance film which carried out addition content -- as-depo The exchange bias magnetic field H<sub>u</sub> and blocking temperature of a state were measured like the example 1.

070] A measurement result is shown in drawing 8 and drawing 9. Blocking temperature of reliability was highly good [ samples ] while each of these samples had sufficient exchange bias magnetic field as shown in drawing. That is, by the switched connection film of an example, by carrying out addition content of the addition component to the IrMn alloy used for an antiferromagnetic substance film, corrosion resistance improved and most falls of the switched connection force or reliability were not accepted.

071] Furthermore, in these switched connection films, the exchange bias magnetic field H<sub>u</sub> after performing 200 degrees C and heat treatment of 3 hours among a magnetic field under vacuum was combined with drawing 8, and was shown. The exchange bias magnetic field of all samples is as-depo by heat-treating so that more clearly than drawing 8. It went up more greatly than the exchange bias magnetic field of a state.

072] As a result of analysis by the X diffraction, the peak by the rule phase has appeared in the X diffraction peak of the antiferromagnetic substance film in which the crystal structure of a face-centered cubic system is shown in the switched connection film after heat treatment, the rule phase generated in the antiferromagnetic substance film which consists of an IrMn alloy with heat treatment, and it was checked that the switched connection force increases.

073] From the antiferromagnetic substance film of the composition which serves as a ferromagnetic film of the composition which becomes example 4 (Co<sub>0.9</sub>Fe<sub>0.1</sub>)<sub>100-x</sub>Pd<sub>x</sub> Ir<sub>25</sub>Mn<sub>75</sub>, the laminating was carried out completely like the example 1, and the switched connection film was formed.



074] Furthermore, as a result of changing the loadings  $x$  of Pd in a ferromagnetic film from 0 between 20at(s)% and adjusting the switched connection force of those switched connection films, in proportion to the loadings of Pd, the increase in an exchange bias magnetic field was accepted.

075] an example 5 -- Ir<sub>25</sub>Mn<sub>75</sub> which has the crystal structure of a face-centered cubic system in this example -- the magnetoresistance-effect element of this invention was created using the switched connection film of the antiferromagnetic substance film and ferromagnetic film which consist of an IrMn alloy of composition Drawing 10 is a drawing of longitudinal section of this magnetoresistance-effect element.

076] Thickness formed [ as Co<sub>90</sub>Fe<sub>10</sub> film (3nm and 2nm) and an antiferromagnetic substance film 8 ] Cu film whose thickness is 3nm as ferromagnetic films 5 and 7 using Si wafer with which the front face was oxidized thermally as a substrate 4, respectively as Ir<sub>25</sub>Mn<sub>75</sub> film whose thickness is 8nm, and a nonmagnetic body membrane 6. from Co<sub>83</sub>Pt<sub>17</sub> whose thickness of Co<sub>88</sub>Zr<sub>5</sub>Nb<sub>7</sub> film whose thickness of the inside of drawing and the high resistance soft-magnetism films 9 and 10 is 10nm, respectively, nickel<sub>80</sub>Fe<sub>20</sub> film whose thickness is 2nm, Cu film whose thickness of an electrode 11 is 0.1 micrometers, and the hard film 12 is furthermore 40nm, and Ti of 8'20nm of protective coats -- becoming .

077] in addition, Co<sub>81</sub>Fe<sub>9</sub>Pd [ in / the switched connection film of an example 1 / in each of Co<sub>90</sub>Fe<sub>10</sub> films formed here ]10 -- a film -- the crystal structure of a face-centered cubic system was formed like the ferromagnetic film of composition

078] Moreover, in creation of a magnetoresistance-effect element, membrane formation of the ferromagnetic films 5 and 7, the nonmagnetic body membrane 6, and the antiferromagnetic substance film 8 was performed in the magnetic field, heat treatment in a magnetic field was performed further, and the 1 direction anisotropy was given to the switched connection of the antiferromagnetic substance film 8 and the ferromagnetic film 7.

079] Moreover, while it heat-treated after forming membranes in a magnetic field, and giving the uniaxial magnetic isotropy also about the high resistance soft-magnetism film 9, the uniaxial magnetic anisotropy was strengthened much more by magnetizing the hard film 12. Although it was the annealing condition, furnace cooling was carried out, after raising temperature and holding to 250 degrees C for 1 hour in the static magnetic field which applied the magnetic field to the easy axis of a lower magnetic layer. The direction of a magnetic field was rotated in the easy shaft and the right-angled direction at the temperature of 210 degrees C under the furnace cooling. According to the usual semiconductor process, element processing was performed at the last, and the magnetoresistance-effect element of this invention was obtained.

080] When the magnetic field was impressed to this magnetoresistance-effect element from the exterior and the magnetic field responsibility was investigated, the magnetoresistance-effect element which used the gamma-FeMn alloy for the antiferromagnetic substance film, and the output by which it was stabilized more than equivalent were obtained, and, in addition, generating of the Barkhausen noise accompanying magnetic-domain-wall movement was not able to be seen, either.

081] And the blocking temperature in that the thermal resistance of an antiferromagnetic substance film is better than the case where a gamma-FeMn alloy is used for an antiferromagnetic substance film, and a switched connection film is high, and it originated in the switched connection force being large, and the magnetoresistance-effect element of the high sensitivity from which the stable output is obtained was able to be created with the very sufficient yield.

082] an example 6 -- Ir<sub>20</sub>Mn<sub>80</sub> which has the crystal structure of a face-centered cubic system in this example -- the magnetoresistance-effect element of this invention was created using the switched connection film of the antiferromagnetic substance film and ferromagnetic film which consist of an IrMn alloy of composition Drawing 10 is a drawing of longitudinal section of this magnetoresistance-effect element.

083] Thickness formed [ as Co<sub>90</sub>Fe<sub>10</sub> film (3nm and 2nm) and an antiferromagnetic substance film 8 ] Cu film whose thickness is 3nm as ferromagnetic films 5 and 7 using Si wafer with which the front face was oxidized thermally as a substrate 4, respectively as Ir<sub>20</sub>Mn<sub>80</sub> film whose thickness is 8nm, and a nonmagnetic body membrane 6. from Co<sub>83</sub>Pt<sub>17</sub> whose thickness of Co<sub>88</sub>Zr<sub>5</sub>Nb<sub>7</sub> film whose thickness of the inside of drawing and the high resistance soft-magnetism films 9 and 10 is 10nm, respectively, nickel<sub>80</sub>Fe<sub>20</sub> film whose thickness is 2nm, Cu film whose thickness of an electrode 11 is 0.1 micrometers, and the hard film 12 is furthermore 40nm, and Ta of 8'20nm of protective coats - becoming .

084] in addition, Co<sub>81</sub>Fe<sub>9</sub>Pd [ in / the switched connection film of an example 1 / in each of Co<sub>90</sub>Fe<sub>10</sub> films formed here ]10 -- a film -- the crystal structure of a face-centered cubic system was formed like the ferromagnetic film of composition

085] Moreover, in creation of a magnetoresistance-effect element, membrane formation of the ferromagnetic films 5 and 7, the nonmagnetic body membrane 6, and the antiferromagnetic substance film 8 was performed in the magnetic field, heat treatment in a magnetic field was performed further, and the 1 direction anisotropy was given to the

itched connection of the antiferromagnetic substance film 8 and the ferromagnetic film 7.

086] Moreover, while it heat-treated after forming membranes in a magnetic field, and giving the uniaxial magnetic isotropy also about the high resistance soft-magnetism film 9, the uniaxial magnetic anisotropy was strengthened much more by magnetizing the hard film 12. The annealing condition was the same as the case of an example 5. According to the usual semiconductor process, element processing was performed at the last, and the magnetoresistance-effect element of this invention was obtained.

087] When the magnetic field was impressed to this magnetoresistance-effect element from the exterior and the magnetic field responsibility was investigated, the output by which it was stabilized more than the magnetoresistance-effect element which used the gamma-FeMn alloy for the antiferromagnetic substance film was obtained, and, in addition, generating of the Barkhausen noise accompanying magnetic-domain-wall movement was not able to be seen, here.

088] And the blocking temperature in that the thermal resistance of an antiferromagnetic substance film is better than the case where a gamma-FeMn alloy is used for an antiferromagnetic substance film, and a switched connection film is high, and it originated in the switched connection force being large, and the magnetoresistance-effect element of the high sensitivity from which the stable output is obtained was able to be created with the very sufficient yield.

089] Furthermore, the same magnetoresistance-effect element was completely produced and each sensitivity and reliability were evaluated. The magnetoresistance-effect element which the ferromagnetic films 5 and 7 specifically both become from Co<sub>90</sub>Fe<sub>10</sub> film, Three kinds of the magnetoresistance-effect element which both the ferromagnetic films 5 and 7 become from nickel<sub>80</sub>Fe<sub>20</sub> film, and the magnetoresistance-effect element which the ferromagnetic films 5 and 7 become from nickel<sub>80</sub>Fe<sub>20</sub> film and Co<sub>90</sub>Fe<sub>10</sub> film, respectively are prepared. The resistance rate of change per unit magnetic field, i.e., sensitivity, and the diffusion start temperature which diffusion begins to produce between the bottom ferromagnetic films 5 and 7 of heating and the nonmagnetic body membrane 6 are measured.

090] A result is shown in drawing 11.

091] From drawing 11, it is distinct that resistance rate of change and heat-resistant temperature improve by using a CoFe alloy for a ferromagnetic film. Moreover, by the switched connection film by which laminating formation of the ferromagnetic film which consists of a CoFe alloy was carried out with the antiferromagnetic substance film, when blocking temperature was also higher than the case where a NiFe alloy is used for a ferromagnetic film, about 40-50 degrees C and Co system alloy which has the crystal structure of a face-centered cubic system on a ferromagnetic film this invention was used, it became clear that sensitivity and the magnetoresistance-effect element which was [ yield / manufacture / especially / reliability, ] excellent over a long period of time can be obtained

092] Moreover, when it uses for the ferromagnetic film 5 NiFe, the orthogonalization annealing temperature in the case of orthogonalization annealing required as an element can be set up highly, and the property of an IrMn system film with high blocking temperature can fully be pulled out.

093] The switched connection film which becomes drawing 1 from the antiferromagnetic substance film in which composition is shown, and a ferromagnetic film was produced by forming membranes in a magnetic field in the state where the substrate is not heated, using example 7RF magnetron-sputtering equipment. Specifically, the front face formed the ferromagnetic film 2 which consists of Co<sub>90</sub>Fe<sub>10</sub> with a thickness of 5nm, and the antiferromagnetic substance film 3 which consists of 100(Ir<sub>0.25</sub>Mn<sub>0.75</sub>)-yFe<sub>y</sub> with a thickness of 15nm one by one on the sapphire C substrate 1 whose number is C. In this example, content y atomic-ratio % of Fe in the antiferromagnetic substance film was set up with 0, 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40, 50, 60, and 70.

094] About each obtained switched connection film, the crystal structure and its orientation direction were investigated according to the X diffraction. Consequently, both an antiferromagnetic substance film and a ferromagnetic film are the face-centered cubic system crystal structures, and carrying out orientation (111) was needed.

095] Next, the incidence rate of the corrosion pit when leaving a switched connection film underwater about each switched connection film one whole day and night as the exchange bias magnetic field which shows the switched connection force, blocking temperature, and corrosion resistance was investigated.

096] The relation between the Fe content y and blocking temperature is shown in the Fe content y in 100-yFe<sub>y</sub> which forms the antiferromagnetic substance film 3 in drawing 12 (Ir<sub>0.25</sub>Mn<sub>0.75</sub>), the relation of an exchange bias magnetic field, and drawing 13, and the relation about the incidence rate of the Fe content y and a corrosion pit is shown in drawing 14, respectively. In addition, the value acquired as comparison by the switched connection film which used gamma-FeMn for each drawing as an antiferromagnetic substance film is shown.

097] As shown in drawing 12, the exchange bias magnetic field is larger than the case where peak value was shown at the time of y= 20, and gamma-FeMn is used as an antiferromagnetic substance film in the range of 0< y<40.



98] About blocking temperature, it goes up as are shown in drawing 13 and  $y$  becomes small, and in the range of  $y <$  it is higher than the case where  $\gamma$ -FeMn is used as an antiferromagnetic substance film.

99] as shown in drawing 14, so that  $y$  is small about corrosion resistance -- good -- the amount of  $y$  -- it is better in the case where  $\gamma$ -FeMn is used as an antiferromagnetic substance film, irrespective of how

100] The above result showed that the switched connection film the Fe content  $y$  in an antiferromagnetic substance film excelled [ film ] in the switched connection force, blocking temperature, and all corrosion resistance properties in range of  $0 < y < 30$  was obtained.

101] In addition ( $\text{Ir}_x\text{Mn}_{1-x}$ ),  $100-y\text{Fe}_y$  In the case of the switched connection film in which the value of  $x$  was with antiferromagnetic substance films other than 0.25, the same result was obtained.

102] The switched connection film which has the structure shown in drawing 15 was produced by forming membranes among a magnetic field in the state where the substrate is not heated, using example 8RF magnetron-sputtering equipment. Specifically, the Fe layer 13 Co ferromagnetic film 12 with a thickness of 5nm and whose thickness are 1nm, and the antiferromagnetic substance layer 14 which consists of  $\text{Ir}_{0.25}\text{Mn}_{0.75}$  with a thickness of 15nm were formed one by one on the silicon on sapphire 11 the number of front faces is [ silicon on sapphire ] C. An exchange bias magnetic field and blocking temperature were measured in this stage.

103] Next, it heat-treated in the 5-hour magnetic field at 290 degrees C in the vacuum. An exchange bias magnetic field and blocking temperature were again measured in this stage. It was checked that Fe concentration is high by the surface side with the Fe layer 13 of the antiferromagnetic substance film 14, and Fe from the Fe layer 13 to the antiferromagnetic substance film 14 is spread about the obtained switched connection film when the composition distribution of the direction of thickness is investigated by the Auger spectroscopy. Consequently, composition of the obtained antiferromagnetic substance film 14 was set to  $92(\text{Ir}_{0.25}\text{Mn}_{0.75})\text{Fe}_8$ .

104] The exchange bias magnetic field and blocking temperature which are before and after heat treatment and were measured are shown in Table 1. In Table 1, the result about the switched connection film which carried out the laminating of Co ferromagnetic film and the  $\gamma$ -FeMn antiferromagnetic substance film is also written together.

105] As shown in Table 1, as compared with the switched connection film which used the  $\gamma$ -FeMn antiferromagnetic substance film by the switched connection film after heat treatment, an exchange bias magnetic field is large and blocking temperature is far high. In addition, in the case of the switched connection film in which the value 'x' of  $\text{Ir}_x\text{Mn}_{1-x}$  was with antiferromagnetic substance films other than 0.25, the same result was obtained.

106]

Table 1]

	交換バイアス磁界 A/m	ブロッキング温度 ℃
$\gamma$ -FeMn	10500	170
実施例B		
熱処理前	13000	300
熱処理後	14500	270

the switched connection film which has the structure shown in drawing 15 was produced by forming membranes among a magnetic field in the state where the substrate is not heated, using example 9RF magnetron-sputtering equipment. Specifically, Co ferromagnetic film 12' and thickness with a thickness of 5nm formed the Fe layer 13 which is 1nm, and the antiferromagnetic substance layer 14 with a thickness of 15nm which becomes  $80(\text{Ir}_{0.25}\text{Mn}_{0.75})\text{Fe}_{20}$  in silicon-on-sapphire 11'up [ the number of front faces is / up / C ] one by one. The exchange bias magnetic field and blocking temperature of a switched connection film which were obtained were measured.

107] An exchange bias magnetic field and blocking temperature with the case where it is not made to intervene with the case where the Fe layer 13 is made to be placed between Tables 2 are shown. Also in this case, the result about the switched connection film which carried out the laminating of Co ferromagnetic film and the  $\gamma$ -FeMn antiferromagnetic substance film as comparison is also written together. As shown in Table 2, the switched connection force is large also before heat treatment by making the Fe layer 13 intervene. Moreover, it is still larger after heat treatment. Furthermore, as compared with the switched connection film using the  $\gamma$ -FeMn antiferromagnetic substance film, an exchange bias magnetic field is large and blocking temperature is far high. In addition, in the case of the switched connection film in which the value of  $x$  of  $\text{Ir}_x\text{Mn}_{1-x}$  was with antiferromagnetic substance films other than 0.25, the same result was obtained.

08]  
ble 2]

	交換バイアス磁界 A/m	ブロッキング温度 ℃
-FeMn	10500	170
実施例9		
F 層あり	16000	250
Fe層なし	13000	220

e switched connection film which has the structure shown in drawing 16 was produced by forming membranes on a magnetic field in the state where the substrate is not heated, using example 10RF magnetron-sputtering equipment. Specifically, the front face formed the antiferromagnetic substance layer 23 which consists of a Co90Fe10 ferromagnetic film 22 with a thickness of 5nm and Ir25Mn75 with a thickness of 15nm one by one on the silicon on sapphire 21 whose number is C. An exchange bias magnetic field and blocking temperature were measured in this stage.

[09] Next, it heat-treated at 290 degrees C in the vacuum for 5 hours. An exchange bias magnetic field and blocking temperature were again measured in this stage. It was checked that Fe concentration is high by the interface side with ferromagnetic film 22 of the antiferromagnetic substance film 23, and Fe is spread from the ferromagnetic film 22 the Ir25Mn75 antiferromagnetic-substance film 23 about the obtained switched connection film when the composition distribution of the direction of thickness is investigated by the Auger spectroscopy. Consequently, composition of the obtained antiferromagnetic substance film 23 was set to 99.5(Ir0.25Mn0.75) Fe0.5.

[10] The exchange bias magnetic field and blocking temperature which are before and after heat treatment and were measured are shown in Table 3. In Table 13, the result about the switched connection film which carried out the sputtering of a Co81Fe9Pd10 ferromagnetic film and the gamma-FeMn antiferromagnetic substance film is also written together.

[11] As shown in Table 3, as compared with the switched connection film which used the gamma-FeMn antiferromagnetic substance film by the switched connection film after heat treatment, an exchange bias magnetic field large and blocking temperature is far high. In addition, in the case of the switched connection film in which the value 'x' of Ir<sub>x</sub>Mn<sub>1-x</sub> was with antiferromagnetic substance films other than 0.25, the same result was obtained.

[12]  
Table 3]

	交換バイアス磁界 A/m	ブロッキング温度 ℃
-FeMn	13000	190
実施例10		
熱処理前	12000	300
熱処理後	14000	290

y the same method as example 11 example 6, the switched connection film was produced using the antiferromagnetic substance film which added nickel, Cu, Ta, Hf, Pd, Ti, Nb, and Cr at a 10at(s)% rate, respectively to 80(Ir0.25Mn0.75) Fe20. Each obtained switched connection film was left underwater one whole day and night, and the incidence rate of a corrosion pit was investigated. This result is shown in Table 4.

Table 4]

加元素	腐食ビットの発生率 (%)
C r	1 3
N b	1 8
T i	1 6
P d	1 2
H f	1 1
T a	1 2
C u	1 3
N i	1 4
添加	2 3

Table 4 shows, it turns out that corrosion resistance of the switched connection film using the antiferromagnetic substance film which added each above-mentioned element is improving further rather than the switched connection film using the additive-free antiferromagnetic substance film.

[113] In example 13 this example, the magnetoresistance-effect element shown in drawing 17 was produced. Specifically, on the thermal oxidation layer 32 formed in the front face of a silicon substrate 31, after forming the 83Pt17 hard film 33 with a thickness of 40nm, the part was removed alternatively and the thermal oxidation layer 32 a ground was exposed partially. 15nm in Co88Zr5Nb7 film 34 whose thickness is 10nm on it, nickel80Fe20 film 35 whose thickness is 2nm, the Co90Fe10 ferromagnetic film 36 whose thickness is 4nm, the Cu film 37 whose thickness is 3nm, the Co90Fe10 ferromagnetic film 38 whose thickness is 3nm, and thickness (Ir0.25Mn0.75) The 80Fe20 antiferromagnetic-substance film 39 and the Ti protective coat 40 with a thickness of 20nm were formed one by one. Furthermore, with a thickness of 0.1 micrometers Cu electrode 40' was formed and processed.

[114] In addition, after heat-treating in a magnetic field, the hard film 33 was magnetized. Heat treatment among a magnetic field gave the 1 direction anisotropy to combination with the antiferromagnetic substance film 39 and the ferromagnetic film 38, and the uniaxial anisotropy was given to Co88Zr5Nb7 film 34, nickel80Fe20 film 35, and the Co90Fe10 ferromagnetic film 36. Annealing conditions were the same as the example 5.

[115] When the magnetic field was impressed to this magnetoresistance-effect element from the exterior and the magnetic field responsibility was investigated, the magnetoresistance-effect element which used the gamma-FeMn alloy for the antiferromagnetic substance film, and the output by which it was stabilized more than equivalent were obtained, and, in addition, generating of the Barkhausen noise accompanying magnetic-domain-wall movement was not accepted, either.

[116] And since corrosion resistance was high and blocking temperature was higher than the case where a gamma-FeMn alloy is used, the yield of the 80(Ir0.25Mn0.75) Fe20 antiferromagnetic-substance film 39 also improved largely.

[117] The same magnetic resistance element produced in the example 14 examples 4, 5, 11, and 12 and the element of the same structure were produced on aluminum2O3-TiC substrate 41', the lower shield film 41, and the lower gap film 42, and on it, the upper gap film 43 and the upper shield film 44 were formed, as further shown in drawing 18. This produced the reproducing head. Since the head using the IrMn system had high corrosion resistance, and it was corrosion, in FeMn, it was able to make possible 0.1-micrometer depth (depth) which was not able to be processed, and was able to obtain the big reproduction output.

[118]

[Effect of the Invention] As explained in full detail above, the switched connection film of this invention has the good switched connection force, and is excellent also in corrosion resistance and thermal stability.

[119] Furthermore, the magnetoresistance-effect element possessing this switched connection film can continue and obtain the stable output at a long period of time, and the industrial value is very large.

## NOTICES \*

Japan Patent Office is not responsible for any damages caused by the use of this translation.

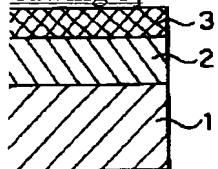
This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

\*\*\*\* shows the word which can not be translated.

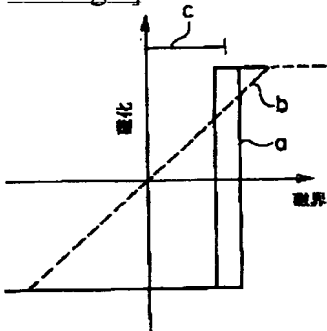
In the drawings, any words are not translated.

## DRAWINGS

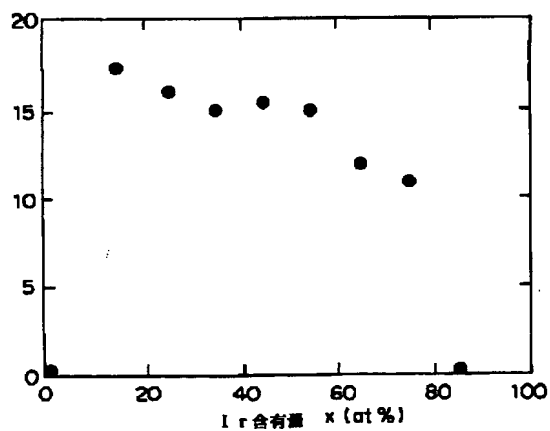
Drawing 1]



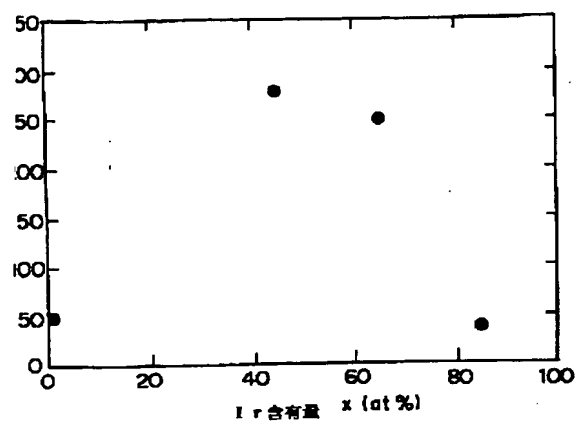
Drawing 2]



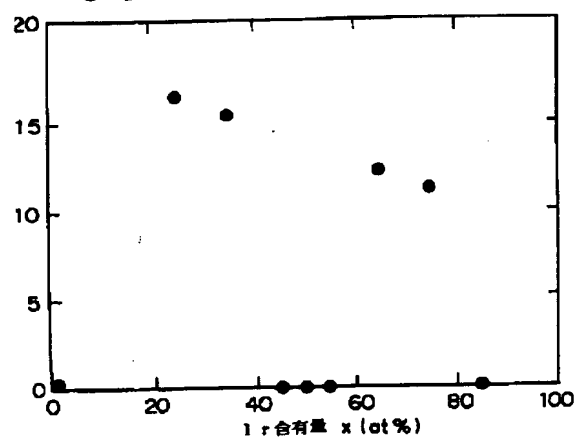
Drawing 3]



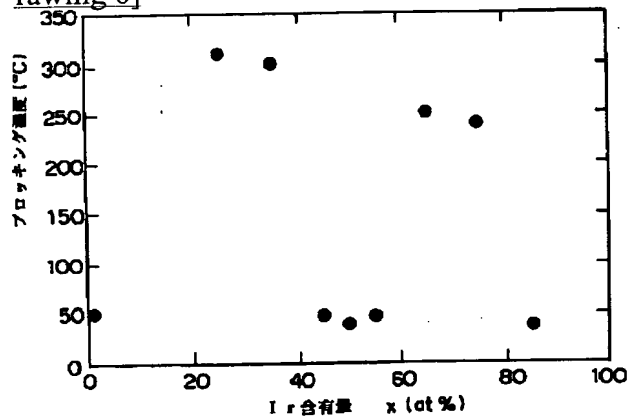
Drawing 4]



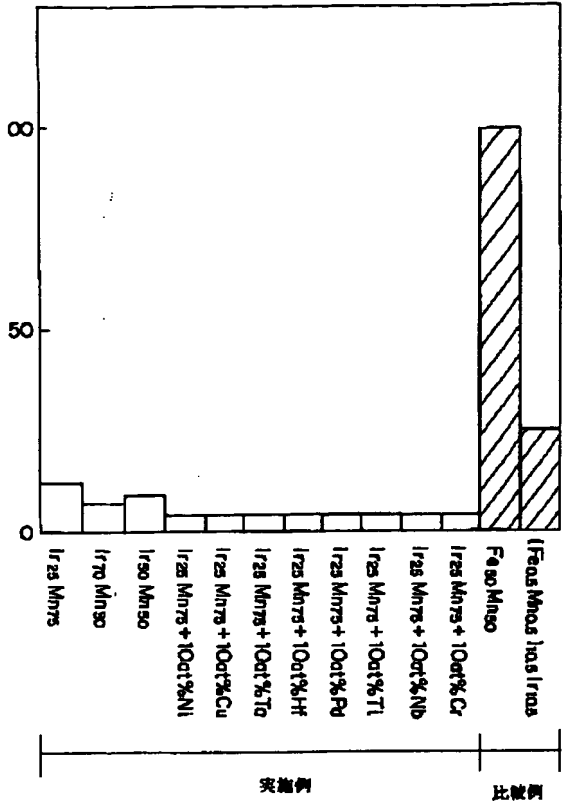
Drawing 5]



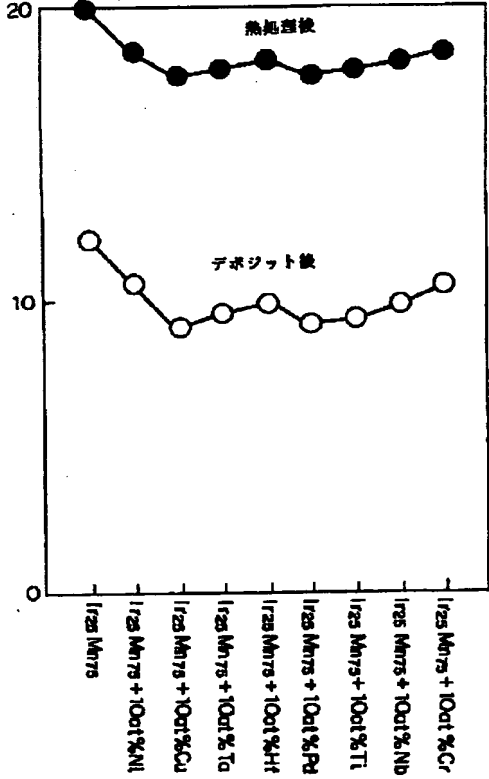
Drawing 6]



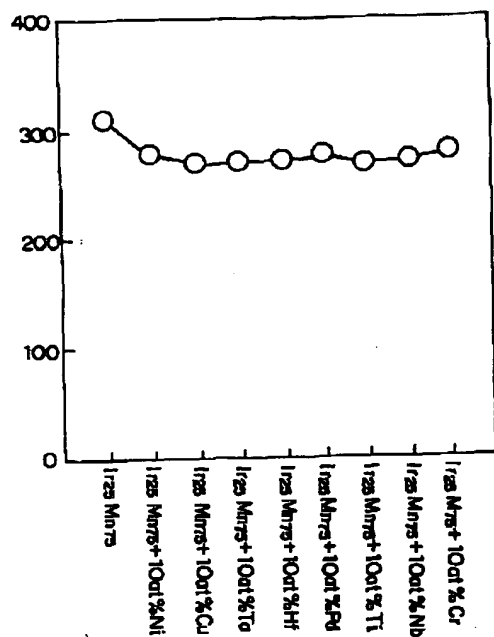
Drawing 7]



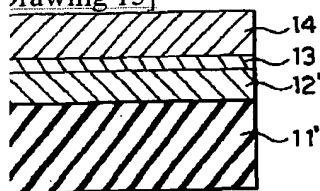
rawing 8]



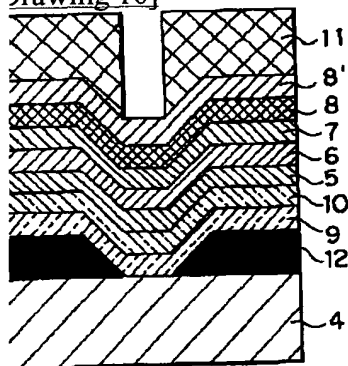
Drawing 9]



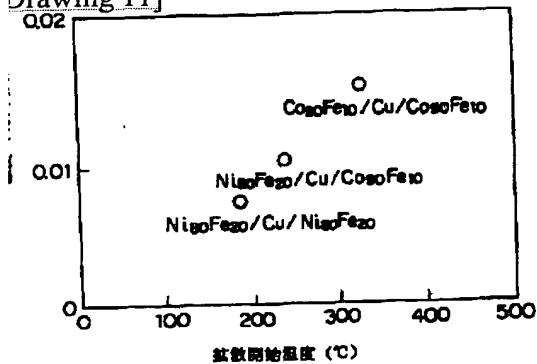
Drawing 15]



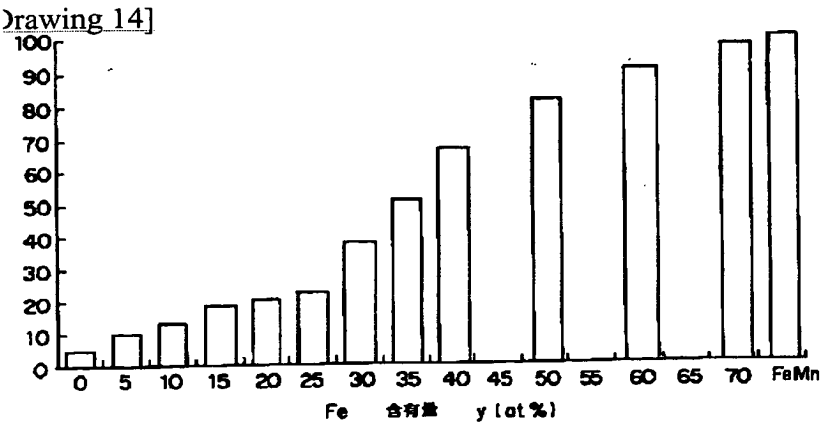
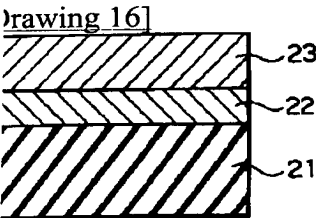
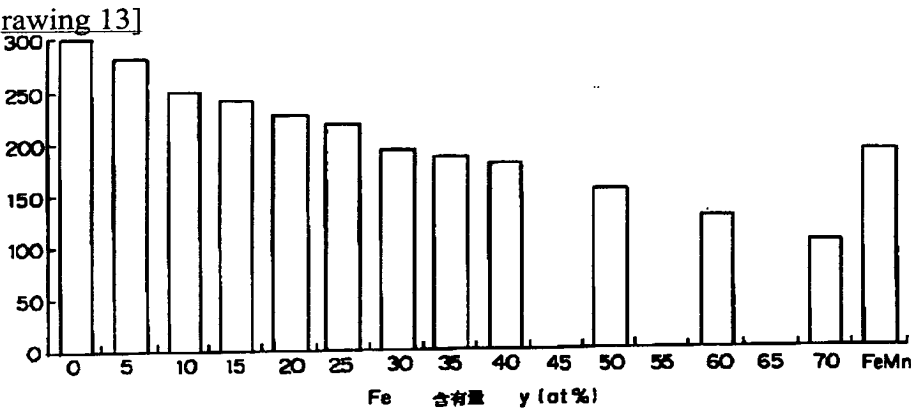
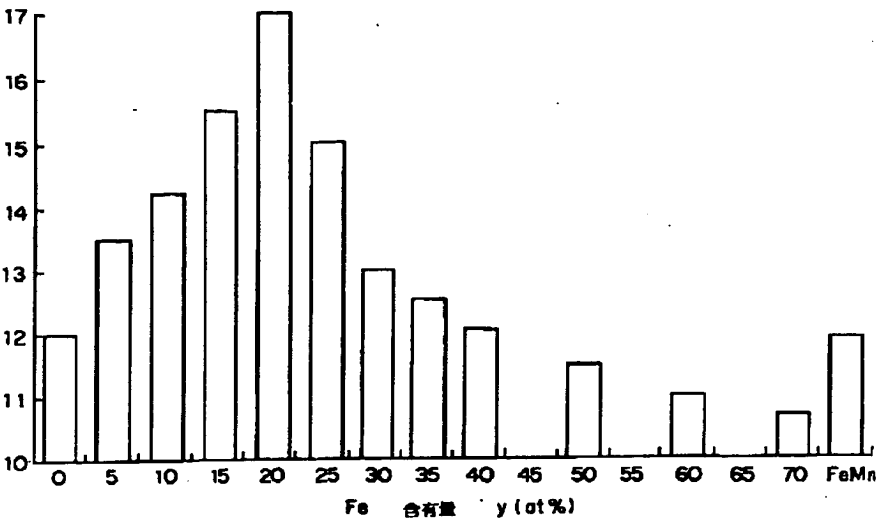
Drawing 10]



Drawing 11]

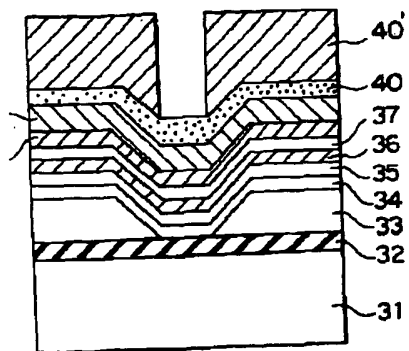


Drawing 12]

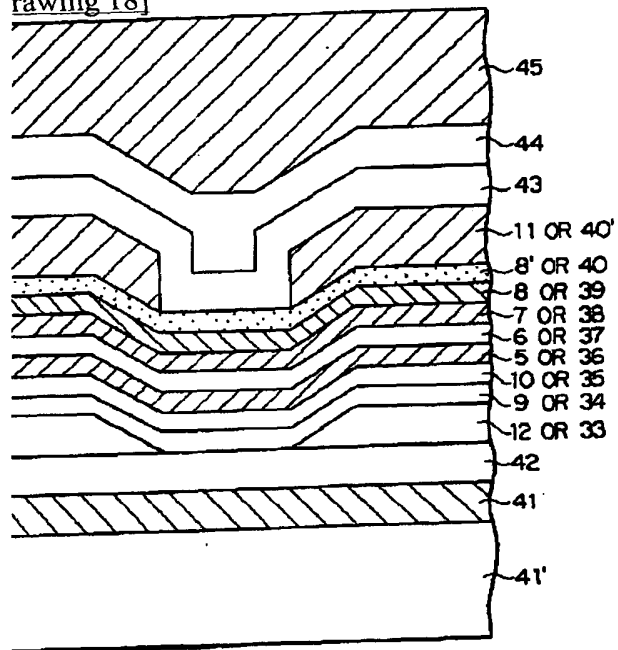


Drawing 17]





rawing 18]



ranslation done.]